

Nitride semiconductor device

Publication number: CN1292934 (A)

Publication date: 2001-04-25

Inventor(s): KOJI TANIZAWA [JP]; TOMOTSUGU MITANI [JP]; YOSHINORI NAKAGAWA [JP]

Applicant(s): NICHIA KAGAKU KOGYO KK [JP]

Classification:

- International: H01L33/00; H01S5/23; H01L33/00; H01S5/00; (IPC1-7): H01L33/00; H01S5/30

- European: H01L33/32; H01L33/00C3D; Y01N10/00

Application number: CN19998003866 19990310

Priority number(s): JP19980060233 19980312; JP19980161452 19980525; JP19980284345 19981006; JP19980326281 19981117;

JP19980348762 19981208; JP19980368294 19981225; JP19990023048 19990129; JP19990023049 19990129

Also published as:

CN100367520 (C)

EP1063711 (A1)

EP1063711 (A4)

US2007063207 (A1)

US7402838 (B2)

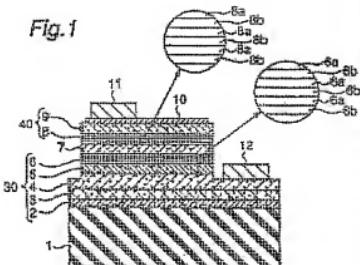
more >>

Abstract not available for CN 1292934 (A)

Abstract of corresponding document: EP 1063711 (A1)

According to the nitride semiconductor device with the active layer made of the multiple quantum well structure of the present invention, the performance of the multiple quantum well structure can be brought out to intensify the luminous output thereof thereby contributing an expanded application of the nitride semiconductor device. In the nitride semiconductor device comprises an n-region having a plurality of nitride semiconductor films, a p-region having a plurality of nitride semiconductor films, and an active layer interposed therebetween, a multi-film layer with two kinds of the nitride semiconductor films is formed in at least one of the n-region or the p-region,

Fig. 1



Data supplied from the esp@cenet database — Worldwide

[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 99803866.0

[43] 公开日 2001 年 4 月 25 日

[11] 公开号 CN 1292934A

[22] 申请日 1999.3.10 [21] 申请号 99803866.0

[30] 优先权

[32] 1998.3.12 [33] JP [31] 060233/1998

[32] 1998.5.25 [33] JP [31] 161452/1998

[32] 1998.10.6 [33] JP [31] 284345/1998

[32] 1998.11.17 [33] JP [31] 326281/1998

[32] 1998.12.8 [33] JP [31] 348762/1998

[32] 1998.12.25 [33] JP [31] 368294/1998

[32] 1999.1.29 [33] JP [31] 023048/1999

[32] 1999.1.29 [33] JP [31] 023049/1999

[86] 国际申请 PCT/JP99/01140 1999.3.10

[87] 国际公布 WO99/46822 日 1999.9.16

[85] 进入国家阶段日期 2000.9.11

[71] 申请人 日亚化学工业株式会社

地址 日本德岛县阿南市

[72] 发明人 谷沢公二 三谷友次 中河義典

高木宏典 丸居宏充 福田芳克

池上武止

[74] 专利代理机构 中咨律师事务所

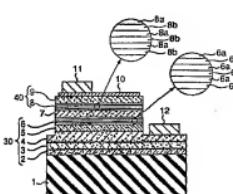
代理人 秦开宗 颜涛

权利要求书 8 页 说明书 87 页 附图 10 页

[54] 发明名称 氮化物半导体元件

[57] 摘要

一种氮化物半导体发光元件，它在由许多层氮化物半导体膜构成的 n 侧区域与由许多层氮化物半导体膜构成的 p 侧区域之间，设有量子阱结构的有源层，在上述 n 侧区域和 p 侧区域中至少在一个区域中形成由两种氮化物半导体膜构成的多层膜。这种氮化物半导体元件由于有源层能充分发挥其作用，所以能提高发光输出，并且适用于各种领域的实用制品。



ISSN 1008-4274

00.09.11

权 利 要 求 书

1. 一种氮化物半导体元件，它在由多层氮化物半导体组成的 n 侧区域，与由多层氮化物半导体组成的 p 侧区域之间具有有源层；

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一种氮化物半导体层具有把含 In 的第一种氮化物半导体膜与成分不同于上述第一种氮化物半导体膜的第二种氮化物半导体膜层叠起来的 n 侧多层膜层，并且，上述第一种氮化物半导体膜和上述第二种氮化物半导体膜中至少有一种膜的厚度在 100Å 以下。

2. 如权利要求 1 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第一种氮化物半导体膜由 $In_xGa_{1-x}N$ ($0 < x < 1$) 组成；上述第二种氮化物半导体膜由 $In_yGa_{1-y}N$ ($0 \leq y < 1$ 、 $Y < X$) 组成。

3. 如权利要求 1 或 2 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜中至少有一种膜的厚度，相邻的第一种氮化物半导体膜或相邻的第二种氮化物半导体膜的厚度互不相同。

4. 如权利要求 1 或 2 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜中至少有一种膜的 III 族元素的成分，在相邻的第一种氮化物半导体膜或第二种氮化物半导体膜中互不相同。

5. 如权利要求 1~4 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述 n 侧多层膜层接在有源层上形成。

6. 如权利要求 1~5 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜都是非掺杂的。

7. 如权利要求 1~5 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第一种氮化物半导体膜或第二种氮化物半导体膜中的任何一种是掺杂了 n 型杂质的。

8. 如权利要求 1~5 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜这两种膜都

00.09.11

是掺杂了 n 型杂质的。

9. 如权利要求 1~8 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述 p 侧区域的氮化物半导体层具有把含 Al 的第三种氮化物半导体膜与成分不同于上述第三种氮化物半导体膜的第四种氮化物半导体膜层叠起来的 p 侧多层膜层，并且，上述第三种氮化物半导体膜和上述第四种氮化物半导体膜中至少有一种膜的厚度在 100Å 以下。

10. 如权利要求 9 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第三种氮化物半导体膜由 $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < x \leq 1$) 组成；上述第四种氮化物半导体膜由 $In_bGa_{1-b}N$ ($0 \leq b < 1$ 、 $b < a$) 组成。

11. 如权利要求 9 或 10 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜中至少有一种膜的厚度，相邻的第三种氮化物半导体膜或相邻的第四种氮化物半导体膜的厚度互不相同。

12. 如权利要求 9 或 10 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜中至少有一种膜的 III 族元素的成分，在相邻的第三种氮化物半导体膜或第四种氮化物半导体膜中互不相同。

13. 如权利要求 9~12 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述 p 侧多层膜层接在有源层上形成。

14. 如权利要求 9~13 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜都是非掺杂的。

15. 如权利要求 9~13 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第三种氮化物半导体膜或第四种氮化物半导体膜中的任何一种是掺杂了 p 型杂质的。

16. 如权利要求 9~13 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜这两种膜都是掺杂了 p 型杂质的。

17. 一种氮化物半导体元件，它在由多层氮化物半导体组成的 n 侧区域，与由多层氮化物半导体组成的 p 侧区域之间具有有源层：

00.09.11

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一种氮化物半导体层，是由掺杂了不同浓度的 n 型杂质，并且相互之间具有不同的带隙能量的至少两种氮化物半导体膜层叠而成的 n 侧第一多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一种氮化物半导体层，是分别由掺杂了不同浓度的 p 型杂质，并且相互之间具有不同的带隙能量的第三种和第四种氮化物半导体膜层叠而成的 p 侧多层膜覆盖层；

上述有源层是由 $In_xGa_{1-x}N$ ($0 < x \leq 1$) 构成的多量子阱结构。

18. 一种氮化物半导体元件，它在由多层氮化物半导体组成的 n 侧区域，与由多层氮化物半导体组成的 p 侧区域之间具有有源层；

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一种氮化物半导体层，是由掺杂了不同浓度的 n 型杂质的，具有相同成分的至少两种氮化物半导体膜层叠而成的 n 侧第一多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一种氮化物半导体层，是分别由掺杂了不同浓度的 p 型杂质，并且相互之间具有不同的带隙能量的第三种和第四种氮化物半导体膜层叠而成的 p 侧多层膜覆盖层；

上述有源层是由 $In_xGa_{1-x}N$ ($0 < x \leq 1$) 构成的多量子阱结构。

19. 如权利要求 17 或 18 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第三种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度与上述第四种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度不同。

20. 如权利要求 17 或 18 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第三种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度与上述第四种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度相同。

21. 一种氮化物半导体元件，它在由多层氮化物半导体组成的 n 侧区域，与由多层氮化物半导体组成的 p 侧区域之间具有有源层；

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一种氮化物半导体层，是由掺杂了不同浓度的 n 型杂质的，具有相同成分的至少两种氮化物半导体膜层叠而成的 n 侧第一多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一种氮化物半导体层是由含有 p 型杂质的 $Al_bGa_{1-b}N$ ($0 \leq b \leq 1$) 构成的 p 侧单层膜覆盖层；

上述有源层是由 $In_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq x \leq 1$) 构成的多量子阱结构。

00.09.11

22. 如权利要求 18 或 21 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述 n 侧第一多层膜层是由两种分别掺杂了不同的 n 型杂质的 GaN 构成的氮化物半导体层层叠而成的。

23. 一种氮化物半导体元件，它在由多层氮化物半导体组成的 n 侧区域，与由多层氮化物半导体组成的 p 侧区域之间具有有源层；

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一种氮化物半导体层，是由掺杂了不同浓度的 n 型杂质，并且相互之间具有不同的带隙能量的至少两种氮化物半导体膜层叠而成的 n 侧第一多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一种氮化物半导体层是由含有 p 型杂质的 $Al_bGa_{1-b}N (0 \leq b \leq 1)$ 构成的 p 侧单层膜覆盖层；

上述有源层是由 $In_aGa_{1-a}N (0 < a \leq 1)$ 构成的多量子阱结构。

24. 如权利要求 17~23 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述 n 侧第一多层膜层与有源层之间，有由含 In 的第一种氮化物半导体膜和成分与该第一种氮化物半导体膜不同的第二种氮化物半导体膜层叠而成的 n 侧第二多层膜层。

25. 如权利要求 17~24 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述 n 侧区域内，在比上述 n 侧第一多层膜层更靠近基片的一侧，有含有 n 型杂质的 n 侧接触层。

26. 如权利要求 25 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述 n 侧接触层是在非掺杂的 GaN 层上形成的。

27. 如权利要求 26 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述氮化物半导体元件中，上述非掺杂的 GaN 层是由在低温下生长的 $Ga_dAl_{1-d}N (0 < d \leq 1)$ 所构成的缓冲层上形成的，还有，在上述 p 侧多层膜覆盖层或 p 侧单层膜覆盖层上，形成了含有 p 型杂质 Mg 的 p 侧 GaN 接触层。

28. 在具有包含 p 型接触层的许多层氮化物半导体层的 p 侧区域，与由许多层氮化物半导体层构成的 n 侧区域之间，具有有源层的氮化物半导体元件，其特征在于，

上述 p 型接触层具有由含有成分互不相同的第一和第二种氮化物半导体膜依次层叠起来的超晶格结构，在上述两种氮化物半导体膜中，至少第一种氮化物半导体膜含有 In。

00.09.11

29. 如权利要求 28 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述第一种氮化物半导体膜与上述第二种氮化物半导体膜之间，形成了成分从上述第一种氮化物半导体膜到上述第二种氮化物半导体膜成分连续变化的成分梯度层。

30. 如权利要求 28 或 29 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第一和第二种氮化物半导体膜分别含有 In，上述第一种氮化物半导体膜中 In 的含量比上述第二种氮化物半导体膜中的 In 的含量大。

31. 如权利要求 28 或 29 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第一种氮化物半导体膜是由 $In_xGa_{1-x}N$ 构成的，上述第二种氮化物半导体膜是由 $Al_yGa_{1-y}N (0 \leq y < 1)$ 构成的。

32. 如权利要求 28~31 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜的任何一种膜中掺杂了 p 型杂质，而另一种不掺杂 p 型杂质。

33. 如权利要求 28~31 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述第一种和第二种氮化物半导体膜中的任何一种膜中，掺杂的 p 型杂质的范围为 $1 \times 10^{19}/cm^3 \sim 5 \times 10^{21}/cm^3$ ，另一种氮化物半导体层中掺杂的的范围为 $5 \times 10^{18}/cm^3 \sim 5 \times 10^{19}/cm^3$ ，而且，上一种氮化物半导体膜中所掺杂的 p 型杂质的量比较少。

34. 如权利要求 28~33 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第一种氮化物半导体膜在最上面的表面上形成，而且 p 侧电极与上述在最上面的表面上形成的第一种氮化物半导体膜相接。

35. 如权利要求 34 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第一种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度比上述第二种氮化物半导体膜的大。

36. 如权利要求 28~35 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述有源层与 p 型接触层之间，具有由含 Al 的氮化物半导体构成的 p 型覆盖层。

37. 如权利要求 36 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述 p 型覆盖层具有由 $Al_xGa_{1-x}N (0 < x \leq 1)$ 构成的层，和由 $In_yGa_{1-y}N (0 \leq y < 1)$ 构成的层交替层叠而成的超晶格结构。

000-09-11

38. 一种氮化物半导体元件，它在由多层氮化物半导体组成的 n 侧区域，与由多层氮化物半导体组成的 p 侧区域之间具有有源层；

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一种氮化物半导体层是由下列三种膜层至少三层依次层叠而成的 n 侧第一多层膜层：由非掺杂的氮化物半导体膜构成的下层；掺杂了 n 型杂质的氮化物半导体膜构成的中间层；以及由非掺杂的氮化物半导体膜构成的上层；

上述 p 侧区域的至少一种氮化物半导体层，是分别由掺杂了不同浓度的 p 型杂质，并且相互之间具有不同的带隙能量的第三种和第四种氮化物半导体膜层叠而成的 p 侧多层膜覆盖层；

上述有源层是由 $In_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq a < 1$) 构成的多量子阱结构。

39. 如权利要求 38 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第三种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度与上述第四种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度不同。

40. 如权利要求 38 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述第三种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度与上述第四种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度相同。

41. 一种氮化物半导体元件，它在由多层氮化物半导体组成的 n 侧区域，与由多层氮化物半导体组成的 p 侧区域之间具有有源层；

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一种氮化物半导体层是由下列三种膜层至少三层依次层叠而成的 n 侧第一多层膜层：由非掺杂的氮化物半导体膜构成的下层；掺杂了 n 型杂质的氮化物半导体膜构成的中间层；以及由非掺杂的氮化物半导体膜构成的上层；

上述 p 侧区域的至少一种氮化物半导体层，是由含有 p 型杂质的 $Al_bGa_{1-b}N$ ($0 \leq b \leq 1$) 构成的 p 侧单层膜覆盖层；

上述有源层是由 $In_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq a < 1$) 构成的多量子阱结构。

42. 如权利要求 38 或 39 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述 n 侧多层膜层由膜厚为 $100 \sim 10000\text{\AA}$ 的非掺杂的氮化物半导体构成的下层，由膜厚为 $50 \sim 1000\text{\AA}$ 的掺杂了 n 型杂质的氮化物半导体构成的中间层，以及由膜厚为 $25 \sim 1000\text{\AA}$ 的非掺杂的氮化物半导体构成的上层所组成。

00-09-11

43. 如权利要求 38~42 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述 n 侧区域中，在上述 n 侧第一多层膜层与有源层之间，具有含 In 的第一种氮化物半导体膜和成分与该第一种氮化物半导体膜不同的第二种氮化物半导体膜层叠起来的 n 侧第二多层膜层。

44. 如权利要求 38~43 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述 n 侧区域中，在上述 n 侧第一多层膜层与基片之间，具有含 n 型杂质的 n 侧接触层。

45. 如权利要求 44 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述 n 侧接触层在非掺杂的 GaN 层上形成。

46. 如权利要求 45 所述的氮化物半导体元件，其特征在于，在上述氮化物半导体元件中，上述非掺杂的 GaN 层是在低温下生长的 $Ga_dAl_{1-d}N$ ($0 < d \leq 1$) 所构成的缓冲层上形成的，还有，在上述 p 侧多层膜覆盖层或 p 侧单层膜覆盖层上，形成了含有 p 型杂质 Mg 的 p 侧 GaN 接触层。

47. 一种氮化物半导体元件，它在由多层氮化物半导体组成的 n 侧区域，与由多层氮化物半导体组成的 p 侧区域之间具有有源层；

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一种氮化物半导体层是由许多氮化物半导体膜层叠起来的 n 型多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一种氮化物半导体层，是由许多氮化物半导体膜层叠起来的 p 型多层膜层；而且

构成上述 n 型多层膜层的成分与构成上述 p 型多层膜层的成分不同。

48. 一种氮化物半导体元件，它在由多层氮化物半导体组成的 n 侧区域，与由多层氮化物半导体组成的 p 侧区域之间具有有源层；

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一种氮化物半导体层是由许多氮化物半导体膜层叠起来的 n 型多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一种氮化物半导体层，是由许多氮化物半导体膜层叠起来的 p 型多层膜层；而且

构成上述 n 型多层膜层的氮化物半导体膜的层叠数与构成上述 p 型多层膜层的氮化物半导体膜的层叠数不同。

49. 一种氮化物半导体元件，它在由多层氮化物半导体组成的 n 侧区域，与由多层氮化物半导体组成的 p 侧区域之间具有有源层；

00-09-11

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一种氮化物半导体层是由许多氮化物半导体膜层叠起来的 n 型多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一种氮化物半导体层，是由许多氮化物半导体膜层叠起来的 p 型多层膜层；而且

构成上述 n 型多层膜层的成分与构成上述 p 型多层膜层的成分不同，而且构成上述 n 型多层膜层的氮化物半导体膜的层叠数与构成上述 p 型多层膜层的氮化物半导体膜的层叠数不同。

50. 如权利要求 47~49 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，构成上述 n 型多层膜层的氮化物半导体膜的层叠数与构成上述 p 型多层膜层的氮化物半导体膜的层叠数不同。

51. 如权利要求 47~50 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述 n 型多层膜层含有 $Al_xGa_{1-x}N(0 \leq z < 1)$ 和 $In_pGa_{1-p}N(0 < p < 1)$ ，上述 p 型多层膜层含有 $Al_xGa_{1-x}N(0 < x < 1)$ 和 $In_yGa_{1-y}N(0 \leq y < 1)$ 。

52. 如权利要求 47~51 中任何一项所述的氮化物半导体元件，其特征在于，上述 p 型多层膜层和/或 n 型多层膜层是变型掺杂的膜层。

00.09.11

说 明 书

氮化物半导体元件

本发明涉及使用在发光二极管 (LED)、激光二极管、太阳能电池、光传感器等发光元件、受光元件，或晶体管、功率器件等电子器件上的氮化物半导体 (例如, In_xA_1, Ga_{1-x}, N 、 $0 \leq x, 0 \leq y, x + y \leq 1$)。

氮化物半导体作为高亮度蓝色 LED、纯绿色 LED 的材料，可具体应用于全色 LED 器件、交通信号灯，以及影像扫描仪等各种光源。这些 LED 元件的基本结构由下列各层依次层叠而成：在蓝宝石基片上由 GaN 构成的缓冲层，由掺杂了 Si 的 GaN 构成的 n 侧接触层，结构为单量子阱 (SQW: Single-Quantum-Well) 的 InGaN，或者具有 InGaN 的多量子阱结构 (MQW: Multi-Quantum-Well) 的有源层，由掺杂 Mg 的 AlGaN 构成的 p 侧覆盖层，由掺杂 Mg 的 GaN 构成的 p 侧接触层。这种元件具有非常优越的性能，当使用电流为 20mA，发光波长为 450nm，功率为 5mW 的蓝色 LED 时，外部量子效率为 9.1%；当使用发光波长为 520nm，功率为 3mW 的绿色 LED 时，外部量子效率为 6.3%。

在这种氮化物半导体发光器件中，大都采用具有由 InGaN 构成的阱层的单量子阱结构，或者，具有多量子结构的有源层的双重异质结构。

此外，在氮化物半导体发光器件中，多量子阱结构因为具有许多微带构成的结构，效率高，即使很小的电流也能发光，所以可以期望依靠单量子阱结构提高发光输出功率之类的元件特性。

例如，在特开平 10-135514 号公报中公开了一种使用多量子阱结构的有源层的 LED 元件，这种氮化物半导体发光元件，为了提高它的发光效率和发光的强度，至少具有下列各层：由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，由非掺杂的 InGaN 构成的阱层所组成的多量子阱结构的发光层，以及具有比发光层的势垒层的带隙更宽的覆盖层。

可是，当把有源层做成多量子阱结构时，与单量子阱结构的有源层相比，由于有源层膜的整体厚度加厚了，所以沿垂直方向的串联电阻，例如，LED 元件中的 V_f (正方向电压) 有增大的倾向。

在特开平 9-298341 中描述了一种可用来降低 V_f 的技术，其中的激

00-09-11

光元件把在有源层以上的 p 侧光波导向层、接触层等等做成含有 InAlGaN 层的超晶格结构层。这种技术是借助于把 p 型氮化物半导体层做成含有 In 的氮化物半导体层的超晶格结构，使得 p 层的载流子浓度增大，从而降低激光元件的阈值。可是，实际上 InAlGaN 那样的 4 元混晶的氮化物半导体的结晶性很差，而且由于很难把含 In 的氮化物半导体做成 p 型，所以实际上很难制造出 LED 元件或者 LD 元件来。

因此，虽然期望这种多量子阱结构的有源层能大大提高发光输出功率，但是要想充分发挥所期望的可能性是很困难的。

此外，关于 LD 元件，本申请人曾宣布在氮化物半导体基片上制造出了一种含有有源层的氮化物半导体激光元件，在世界上第一次达到了在室温下连续振荡一万小时以上 (ICNS' '97 文集，10 月号 27-31, 1997, P444-446; 以及 Jpn. J. Appl. Phys. Vol. 36 (1997) pp. L1568-1571, Part2, №.12A, 1997 年 12 月 1 日)。

可是，例如，当将 LED 元件在日光直接照射的室外显示器上用作照明光源时，要求进一步降低 V_f ，而且要求发光效率更高的元件。此外，为了将 LD 元件使用在光采集器之类的光源中，还需要更进一步改进，要进一步降低它的阈值，提高它的寿命。

另外，最近，如特开平 8-97468 公报中所揭示的，探讨了用带隙能量比 GaN 小的 InGaN 来形成以往用 GaN 形成 p 极电极的 p 型接触层来制作采用氮化物半导体的发光元件。即，借助于采用带隙能量小的 InGaN，以降低 p 型接触层和 p 极电极之间的势垒，以获得良好的欧姆接触。

可是，InGaN 很难生长成缺陷少而结晶性好的膜，很难获得如所期望那样的具有很低的接触电阻的欧姆接触。此外，还存在因为生成的 InGaN 层的结晶性很紊乱而使得接触电阻不稳定的问题。因此，以往的具有用 InGaN 制成的 p 型接触层的氮化物半导体元件很难同时获得非常低而又稳定的工作电压和很大的输出功率。为此，例如，当 LED 元件用 InGaN 制成的接触层构成时，在 20mV 下的正向电压 (V_f) 不能低到 3.4V — 3.8V，而且这种紊乱也是很大的问题。

此外，用氮化物半导体制成的元件，在结构上，在远远低于人体能产生的 100V 的静电弱电压下都可能被破坏，所以在处理这种元件时必须十分小心。因此，为了提高氮化物半导体元件的可靠性，必须进一步提

00-09-11

高它的耐静电压的性能。

本发明就是有鉴于以上事实而提出来的，其目的主要是在提高 LED、LD 等氮化物半导体元件的输出功率的同时，降低 V_f 、阈值，以提高元件的发光效率。提高了发光效率，就能进而提高受光元件之类的使用氮化物半导体的其他电子器件的效率。

此外，本发明的目的还在于，借助使用多量子阱结构的有源层，充分发挥它的特性，以便进一步提高发光输出功率，扩大氮化物半导体发光元件在各种制品中的应用范围。

此外，本发明的目的还在于提供一种氮化物半导体元件，它能够减小 p 极电极与 p 型接触层的接触电阻，获得在稳定的低工作电压下的高输出。

更进一步，本发明的目的是提供一种能提高发光输出，而且耐静电压性能良好的氮化物半导体发光元件。

本发明的第一种氮化物半导体元件借助于下述构成而使 V_f 和阈值降低，使发光效率提高。

即，本发明的第一种氮化物半导体元件，在由多层氮化物半导体组成的 n 侧区域与由多层氮化物半导体组成的 p 侧区域之间具有有源层；

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一种氮化物半导体层具有把含 In 的第一氮化物半导体膜与成分不同于上述第一氮化物半导体膜的第二氮化物半导体膜层叠起来的 n 侧多层膜层，并且，上述第一种氮化物半导体膜和上述第二种氮化物半导体膜中至少有一种膜的厚度在 100\AA 以下。

在本发明的第一种氮化物半导体元件中，上述第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜这两种膜以在 100\AA 以下为好，更好一些是在 70\AA 以下，最好是在 50\AA 以下。由于减薄了膜的厚度，多层膜层成为超晶格的结构，改善了它的结晶性，从而能提高它的输出功率。应该指出，有源层希望是具有至少含有 In 的氮化物半导体，最好是具有由 InGaN 构成的阱层的单量子阱结构或多量子阱结构。

此外，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，第一种氮化物半导体膜以 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x < 1$) 为好；第二种氮化物半导体膜以 $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 \leq y < 1$ 、 $y < x$) 为好，最好是 GaN。

更进一步，本发明的第一种氮化物半导体元件中，在上述第一种氮

00.09.11

化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜中至少有一种膜的厚度，相邻的第一种氮化物半导体膜或相邻的第二种氮化物半导体膜的厚度可以互不相同。即，在把第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜做成由许多层层叠起来的多层膜层的情况下，夹着第二种氮化物半导体膜（第一种氮化物半导体膜）的两层第一种氮化物半导体膜（第二种氮化物半导体膜）的膜厚度可以互不相同。

还有，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，上述第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜中至少有一种膜的III族元素的成分，在相邻的第一种氮化物半导体膜或第二种氮化物半导体膜中可以互不相同。即，在把第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜做成由许多层层叠起来的多层膜层的情况下，夹着第二种氮化物半导体膜（第一种氮化物半导体膜）的两层第一种氮化物半导体膜（第二种氮化物半导体膜）的III族元素的成分的比例可以互不相同。

此外，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，n侧的多层膜层可以做成与有源层隔开，但为了更提高输出，也可以做成与有源层相接。

此外，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜也可以是非掺杂的。此处，所谓“非掺杂”指的是本意并不想要掺杂杂质的情况，例如，由于相邻的氮化物半导体层扩散而混入杂质，在本发明中也认为是非掺杂。这种由于扩散而混入的杂质的浓度在各层中大都呈梯度分布。

此外，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，也可以在第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜的任何一种膜中掺杂n型杂质。这种掺杂称为变型掺杂，借助于这种变型掺杂能提高输出。作为n型杂质，可选择Si、Ge、Sn、S等IV族和VI族元素，最好采用Si、Sn。

此外，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，也可以在第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜中都掺杂n型杂质。在掺杂n型杂质时，要将杂质的浓度调节在 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 以下，最好是在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下。如高于 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ，氮化物半导体层的结晶性就会变坏，反而会使输出减少。在变型掺杂的情况下也同样。

再有，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，上述p侧区域的氮化物半导体层具有由含Al的第三种氮化物半导体膜，以及与第三种氮化

00.09.11

物半导体不同成分的第四种氮化物半导体膜层叠而成的 p 型多层膜层，而且，最好在上述第三种氮化物半导体膜和上述第四种氮化物半导体层中，至少有一种膜的厚度在 100 \AA 以下。此外，在本发明中，第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜的厚度都以在 100 \AA 以下为好，如在 70 \AA 以下就更好一些，最好是在 50 \AA 以下。借助于膜厚度的减薄，多层膜层成为超晶格结构，能改善多层膜层的结晶性，提高输出功率。

还有，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，上述第三种氮化物半导体膜以 $\text{Al}_a\text{Ga}_{1-a}\text{N}$ ($0 < a \leq 1$) 为好，上述第四种氮化物半导体膜以 $\text{In}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ ($0 \leq b < 1$ 、 $b < a$) 为好，更进一步，上述第四种氮化物半导体膜做成 GaN 则更好。

此外，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，在上述第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜中至少有一种膜的厚度，其相邻的第三种氮化物半导体膜或第四种氮化物半导体膜的厚度可以互不相同。即，在把第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜做成由许多层层叠起来的多层膜层的情况下，夹着第三种氮化物半导体膜（第四种氮化物半导体膜）的两层第四种氮化物半导体膜（第三种氮化物半导体膜）的膜厚度可以互不相同。

还有，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，上述第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜中至少有一种膜的 III 族元素的成分，在相邻的第三种氮化物半导体膜或第四种氮化物半导体膜中可以互不相同。即，在把第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜做成由许多层层叠起来的多层膜层的情况下，夹着第三种氮化物半导体膜（第四种氮化物半导体膜）的两层第四种氮化物半导体膜（第三种氮化物半导体膜）的 III 族元素的成分比例可以互不相同。

还有，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，p 侧的多层膜层与 n 侧的多层膜层一样，可以做成与有源层隔开，但最好做成与有源层相接。由于与有源层相接，能够提高输出。

此外，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，第三种氮化物半导体膜与第四种氮化物半导体膜也可以是非掺杂的。将 p 侧的各膜层做成非掺杂膜层时，最好把它的厚度做成 0.1 微米以下。如比 0.1 微米厚，将使空穴难以注入有源层，有容易使输出下降的倾向。还有，关于非掺杂

00-09-11

的定义，与 n 侧多层膜层的定义相同。

此外，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，第三种氮化物半导体膜与第四种氮化物半导体膜中的任何一种，可以掺杂 p 型杂质。借助于这种变型掺杂，能使输出的提高变得容易些。作为 p 型杂质的可以选择 Mg、Zn、Cd、Be、Ca 等 II 族元素，最好使用 Mg、Be。

此外，在本发明的第一种氮化物半导体元件中，也可以在第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜中都掺杂 p 型杂质。在掺杂 p 型杂质时，要将杂质的浓度调节在 $1 \times 10^{22}/\text{cm}^3$ 以下，最好是在 $5 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下。如高于 $1 \times 10^{22}/\text{cm}^3$ ，氮化物半导体层的结晶性就会变坏，反而会有使输出减少的倾向。在变型掺杂的情况下也同样。

本发明的第二种～第五种氮化物半导体元件，由于具有以下的构成，提高了采用多量子阱结构的有源层的氮化物半导体元件的发光输出功率，扩大了使用这种氮化物半导体元件的产品的应用范围。

即，本发明的第二种氮化物半导体元件在含有多层氮化物半导体层的 n 侧区域与含有多层氮化物半导体层的 p 侧区域之间具有有源层：

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一层氮化物半导体层是至少用两种氮化物半导体膜层叠起来的 n 侧第一多层膜层，它们具有掺杂了不同浓度的 n 型杂质，而且带隙能量互不相同；

上述 p 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由第三种和第四种氮化物半导体膜层叠起来的 p 侧多层膜覆盖层，这两种氮化物半导体膜分别掺杂了 p 型杂质，并且带隙能量互不相同；以及

上述有源层是由 $\text{In}_a\text{Ga}_{1-a}\text{N}$ ($0 \leq a < 1$) 构成的多量子阱结构。

此外，本发明的第三种氮化物半导体元件是在含有多层氮化物半导体层的 n 侧区域与含有多层氮化物半导体层的 p 侧区域之间具有有源层的氮化物半导体元件：

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一层氮化物半导体层是用两种氮化物半导体膜层叠起来的 n 侧第一多层膜层，它们具有掺杂了不同浓度的 n 型杂质的相同的成分；

上述 p 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由第三种和第四种氮化物半导体膜层叠起来的 p 侧多层膜覆盖层，这两种氮化物半导体膜分别掺杂了 p 型杂质，并且带隙能量互不相同；以及

00-09-11

上述有源层是由 $In_aGa_{1-a}N$ ($0 \leq a < 1$) 构成的多量子阱结构。

此外，在本发明的第二种和第三种氮化物半导体元件中，上述第三种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度与第四种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度，既可以不同，也可以相同。

此外，本发明的第四种氮化物半导体元件是一种在含有多层次氮化物半导体层的 n 侧区域与含有多层次氮化物半导体层的 p 侧区域之间，具有有源层的氮化物半导体元件，

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一层氮化物半导体层是用两种氮化物半导体膜层叠起来的 n 侧第一多层次膜层，这两种氮化物半导体膜具有有掺杂了不同浓度的 n 型杂质的相同的成分；

上述 p 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由含有 p 型杂质的 $Al_bGa_{1-b}N$ ($0 \leq b \leq 1$) 所构成的 p 侧单层膜覆盖层；以及

上述有源层是由 $In_aGa_{1-a}N$ ($0 \leq a < 1$) 构成的多量子阱结构。

此外，在本发明的第三种或第四种氮化物半导体元件中，上述 n 侧的第一多层次膜层最好是分别由 GaN 所构成的，用 n 型杂质以互不相同的浓度掺杂而成的两种氮化物半导体膜层叠而成。

另外，本发明的第五种氮化物半导体元件是一种在含有多层次氮化物半导体层的 n 侧区域与含有多层次氮化物半导体层的 p 侧区域之间具有有源层的氮化物半导体元件，

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一层氮化物半导体层，是用至少两种氮化物半导体膜层叠起来的 n 侧第一多层次膜层，这两种氮化物半导体膜掺杂了不同浓度的 n 型杂质，而且带隙能量也各不相同；

上述 p 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由含有 p 型杂质的 $Al_bGa_{1-b}N$ ($0 \leq b \leq 1$) 所构成的 p 侧单层膜覆盖层；以及

上述有源层是由 $In_aGa_{1-a}N$ ($0 \leq a < 1$) 构成的多量子阱结构。

在第二种～第五种氮化物半导体元件中，在上述 n 侧第一多层次膜层与有源层之间，最好具有 n 侧第二多层次膜层，它由含 In 的第一种氮化物半导体膜和具有与该第一种氮化物半导体膜不同成分的第二种氮化物半导体膜层叠而成。

还有，在第二种～第五种氮化物半导体元件中，在上述 n 侧区域内，在比上述 n 侧的第一多层次膜层更靠近基片的一侧，还可以形成含有 n 型

杂质的 n 侧接触层。

此外，在第二种～第五种氮化物半导体元件中，上述 n 侧接触层最好在非掺杂的 GaN 层的上面形成。

另外，在第二种～第五种氮化物半导体元件中，上述非掺杂的 GaN 层最好是在从低温中生长起来的 $Ga_dAl_{1-d}N$ ($0 < d \leq 1$) 所构成的缓冲层上形成，更进一步，还可以在上述 p 侧的多层膜覆盖层或者 p 侧的单层膜覆盖层上形成含有 Mg 的 p 型杂质的 p 侧 GaN 接触层。

即，本发明的第二种～第五种氮化物半导体元件，由于把 n 侧中由 n 型杂质浓度不同的两种以上氮化物半导体层所构成的 n 侧第一多层膜层，和由 p 侧中的由第三种和第四种氮化物半导体膜所构成的 p 侧多层膜覆盖层，或者由含有 p 型杂质的 $Al_bGa_{1-b}N$ ($0 \leq b \leq 1$) 所构成的 p 侧单层膜覆盖层组合在一起，中间夹着多量子阱结构的发光层，所以能提高发光效率。

借助于把这些具有特定成分和结构的许多氮化物半导体层组合在一起，就能够充分发挥多量子阱结构的有源层的性能。此外，下面还记载了能很好地与多量子阱结构的有源层组合在一起的其他氮化物半导体层。

在本发明的第二种～第五种氮化物半导体元件中，如果在上述 n 侧的第一多层膜层与有源层之间，具有含有 In 的第一种氮化物半导体膜，以及成分与该第一种氮化物半导体膜不同的第二种氮化物半导体膜所层叠起来的 n 侧第二多层膜层，则能进一步提高发光效率，同时还能使 V_f 降低，更加提高了发光效率。

还有，在本发明的第二种～第五种氮化物半导体元件中，如果在比上述 n 侧的第一多层膜层更靠近基片处形成含有 n 型杂质的 n 侧接触层，则既能提高发光输出功率，还能降低 V_f 。

再有，在本发明的第二种～第五种氮化物半导体元件中，如果上述 n 侧的接触层是在非掺杂的 GaN 层上形成的，则因为这种非掺杂的 GaN 层是结晶性良好的层，能改善作为形成 n 电极的层所构成的 n 侧接触层的结晶性，又因为 n 侧的接触层上形成的有源层等其他氮化物半导体层的结晶性也改善了，所以进一步提高了发光输出功率。

还有，在本发明的第二种～第五种氮化物半导体元件中，当上述非

00.09.11

掺杂的 GaN 层上述非掺杂的 GaN 层是在低温中生长起来的 $Ga_dAl_{1-d}N$ ($0 < d \leq 1$) 所构成的缓冲层上形成时，能进一步改善非掺杂的 GaN 层的结晶性，而且 n 侧的接触层等的结晶性也能更进一步得到改善，更能提高发光输出功率。如果在上述 p 侧的多层膜覆盖层或者 p 侧的单层膜覆盖层上形成含有 Mg 的 p 型杂质的 p 侧 GaN 接触层，则在获得良好的 p 型导电性的同时，这种 p 侧的 GaN 接触层与在它上面形成的 p 电极具有良好的欧姆接触，能更进一步提高发光的输出功率。

此外，本发明的第六种氮化物半导体元件是在发现了下列事实后完成的，即，把含有 In 的 p 型接触层做成超晶格结构时，可以形成一种缺陷少，结晶性好的 p 型接触层，能提供在低的工作电压下有很高而且稳定的输出的氮化物半导体元件。

即，本发明的第六种氮化物半导体元件，在具有含 p 型接触层的许多氮化物半导体层的 p 侧区域与由许多氮化物半导体层所构成的 n 侧区域之间，设置了有源层的氮化物半导体元件，

其特征在于，上述 p 型接触层具有由含不同成分的第一种和第二种氮化物半导体膜依次层叠而成的超晶格结构，在上述两种氮化物半导体膜中，至少第一种氮化物半导体膜含有 In。

借助于这种结构，就能减小 p 侧电极与 p 型接触层的接触电阻，在稳定而很低的工作电压下获得很高的输出功率。

此外，在本发明的第六种氮化物半导体元件中，在上述第一种氮化物半导体膜与第二种氮化物半导体膜之间，从第一种氮化物半导体膜的成分到第二种氮化物半导体膜的成分的变化，最好是连续的，形成一个成分的渐变层。这样，就能进一步改善 p 型接触层的结晶性。

此外，在本发明的第六种氮化物半导体元件中，上述第一种氮化物半导体膜的含 In 量最好要比上述第二种氮化物半导体膜的含 In 量高。这样，p 型接触层的电阻能够更低些。

另外，本发明的第六种氮化物半导体元件中，当上述两种氮化物半导体层中的一种为含 In 层时，最好上述第一种氮化物半导体膜是由 $In_xGa_{1-x}N$ 构成，而另一种第二种氮化物半导体膜是由 $Al_xGa_{1-x}N$ 构成。

还有，在本发明的第六种氮化物半导体元件中，上述第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜中的任何一种膜，可以掺杂 p 型杂质，

00.09.11

而另一种膜则不掺杂 p 型杂质。

此外，本发明的第六种氮化物半导体元件中，在上述第一种和第二种氮化物半导体膜分别掺杂 p 型杂质的情况下，一种氮化物半导体层中掺杂的 p 型杂质的范围为 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ，另一种氮化物半导体层的范围为 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ，而且最好掺杂的量比上一种氮化物半导体层所掺杂的 p 型杂质的量少。

此外，本发明的第六种氮化物半导体元件中，通常上述第一种氮化物半导体膜在最外面的表面上形成，而且 p 侧电极在与上述最外面的表面上形成的氮化物半导体层相接处形成。另外，此时，通常上述第一种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度大于上述第二种氮化物半导体膜中的浓度。

更进一步，在本发明的第六种氮化物半导体元件中，在上述有源层与 p 型接触层之间还可以具有由含 Al 的氮化物半导体构成的 p 型覆盖层。

在本发明的第六种氮化物半导体元件中，上述 P 型覆盖层通常具有由 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}(0 < x \leq 1)$ 所构成的层，和由 $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}(0 \leq y < 1)$ 所构成的层相互交替层叠而成的超晶格结构。

如上所述，本发明的第六种氮化物半导体元件具有成分各不相同的第一种和第二种氮化物半导体膜交替层叠而成的超晶格结构，在上述两种氮化物半导体层中，至少第一种氮化物半导体膜具有含 In 的 p 型接触层。这样，就能形成缺陷很少而结晶性很好的 p 型接触层，p 型接触层本身的电阻值可以很低，而且 p 电极与 p 型接触层的接触电阻能做得很小，所以能在稳定的低工作电压下获得很高的输出功率。

此外，本发明的第七种和第八种氮化物半导体元件借助于下述构成，能使应用多量子阱结构的有源层的氮化物半导体元件的发光输出功率提高，而且耐静电压的性能良好，从而扩大了采用多量子阱结构的有源层的氮化物半导体元件的应用范围。

即，本发明的第七种氮化物半导体元件是在含有许多层氮化物半导体层的 n 侧区域与含有许多层氮化物半导体层的 p 侧区域之间具有有源层的氮化物半导体元件，

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由非掺杂

00·09·11

的氮化物半导体膜构成的下层，掺杂了 n 型杂质的氮化物半导体膜构成的中间层，以及非掺杂的氮化物半导体膜构成的上层，这样三层依次层叠起来的 n 侧第一多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一层氮化物半导体层，是由第三种和第四种氮化物半导体膜层叠起来的 p 侧多层膜覆盖层，这两种氮化物半导体膜分别掺杂了 p 型杂质，并且带隙能量互不相同；

上述有源层是由 $In_aGa_{1-a}N$ ($0 \leq a < 1$) 构成的多量子阱结构。

此外，在本发明的第七种氮化物半导体元件中，上述第三种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度，既可以与第四种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度不同，也可以相同。

此外，本发明的第八种氮化物半导体元件是一种在含有多层次氮化物半导体的 n 侧区域，与含有多层次氮化物半导体的 p 侧区域之间，具有有源层的氮化物半导体元件，

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由把非掺杂的氮化物半导体膜构成的下层，掺杂了 n 型杂质的氮化物半导体膜构成的中间层，以及非掺杂的氮化物半导体膜构成的上层，至少三层依次层叠起来的 n 侧第一多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由含有 p 型杂质的 $Al_bGa_{1-b}N$ ($0 \leq b \leq 1$) 所构成的 p 侧单层膜覆盖层；

上述有源层是由 $In_aGa_{1-a}N$ ($0 \leq a < 1$) 构成的多量子阱结构。

此外，本发明的第七种和第八种氮化物半导体元件的特征在于，上述 n 侧第一多层膜层由下列各层组成：由膜厚为 $100 \sim 10000\text{\AA}$ 的非掺杂的氮化物半导体构成的下层；由膜厚为 $50 \sim 1000\text{\AA}$ 的掺杂了 n 型杂质的氮化物半导体构成的中间层；以及由膜厚为 $25 \sim 1000\text{\AA}$ 的非掺杂的氮化物半导体构成的上层。

本发明的第七种和第八种氮化物半导体元件中，在上述 n 侧第一多层膜层与有源层之间，通常具有由含 In 的第一种氮化物半导体膜，和成分与该第一种氮化物半导体膜不同的第二种氮化物半导体膜层叠而成的 n 侧第二多层膜层。

再有，在本发明的第七种和第八种氮化物半导体元件中，可以在上述 n 侧氮化物半导体层上，在上述 n 侧的第一多层膜层（变型掺杂）更

00.09.11

靠近基片的一侧，具有含 n 型杂质的 n 侧接触层。

在本发明的第七种和第八种氮化物半导体元件中，上述 n 侧接触层通常在非掺杂的 GaN 层的上面形成。

此外，在本发明的第七种和第八种氮化物半导体元件中，上述非掺杂的 GaN 层要在低温下成长的 $Ga_dAl_{1-d}N$ ($0 < d \leq 1$) 所构成的缓冲层上形成，更进一步，也可以在上述 p 侧多层膜覆盖层或 p 侧的单层膜覆盖层上，形成含有以 Mg 作为 p 型杂质的 p 侧 GaN 接触层。

即，在本发明的第七种和第八种氮化物半导体元件中，由于它是把由特定层构成的 n 侧第一多层膜层（n 侧区域中非掺杂的下层、掺杂 n 型杂质的中间层、以及非掺杂的上层），和 p 侧区域中的由第三种和第四种氮化物半导体膜构成的 p 侧多层膜覆盖层，或者由含 p 型杂质的 $Al_bGa_{1-b}N$ ($0 \leq b \leq 1$) 构成的 p 侧单层膜覆盖层组合形成的，中间还夹着多量子阱结构的有源层，所以能够获得发光效率高，发光输出功率大，而且耐静电压好的氮化物半导体元件。

借助于把这些具有特定成分和叠层结构的许多氮化物半导体层组合在一起，就可以在高效率地发挥多量子阱结构的有源层的性能的同时，还具有良好的耐静电压性能。

还有，本发明借助于把构成 n 侧第一多层膜层的各层的膜厚确定在特定的范围内再组合在一起，能在获得很高的发光输出的同时，耐静电压的性能也很好。

不过，在本发明中，所谓的非掺杂层是指本意并不是想要形成掺杂杂质的层，如果由于相邻的层中杂质的扩散，或者由于原料或装置中的污染物而使杂质混入膜层中，但本意并不是想要掺杂杂质，仍应认为是非掺杂层。这种由于扩散而混入的杂质的浓度在各层中大都呈梯度分布。

此外，在与多量子阱结构的有源层组合在一起时，优选的其他氮化物半导体层记载如下。

在本发明中，当在上述 n 侧的第一多层膜层与有源层之间，还有含 In 的第一种氮化物半导体膜和成分与该第一种氮化物半导体膜不同的第二种氮化物半导体膜层叠起来的 n 侧第二多层膜层时，就能进一步提高发光效率，同时还能使正方向的电压（下文中称为 V_f ）降低，提高发光效率。

00.09.11

更进一步，在本发明中，当在比上述 n 侧第一多层膜层更靠近基片的一侧具有含 n 型杂质的 n 侧接触层时，也能提高发光输出，降低 Vf。

还有，在本发明中，当上述 n 侧的接触层在非掺杂的 GaN 层上面形成时，由于能使这种非掺杂的 GaN 层成为结晶性良好的层，所以作为形成 n 侧的层的 n 侧接触层的结晶性变好了，在 n 侧接触层上形成的有源层等等其他氮化物半导体层的结晶性也能改善，还能提高发光输出功率。

还有，在本发明中，当上述非掺杂的 GaN 层是在低温下长成的 $Ga_xAl_{1-x}N$ ($0 < d \leq 1$) 所构成的缓冲层上形成时，能进一步改善非掺杂的 GaN 层的结晶性，而且 n 侧的接触层等的结晶性也改善了，能进一步提高发光输出。还有，当 p 侧的多层膜覆盖层或者 p 侧的单层膜覆盖层上形成掺杂了 Mg 的 p 侧 GaN 接触层时，因为能很容易地获得良好的 p 型特性，还能获得 p 侧 GaN 接触层与在它上面形成的 p 电极的良好的欧姆接触，所以能进一步提高发光输出。

此外，本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件在 n 侧区域和 p 侧区域分别具有多层膜层，借助于使 n 侧区域的多层膜层和 p 侧区域的多层膜层的组成和层数为非对称的，能提高发光输出和改善耐静电压的性能，还能降低 Vf，扩大应用于各种制品的范围。

即，本发明的第九种氮化物半导体元件是在含有许多层氮化物半导体层的 n 侧区域与具有许多层氮化物半导体层的 p 侧区域之间具有有源层的氮化物半导体元件，

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由许多层氮化物半导体膜层叠起来的 n 型多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由许多层氮化物半导体膜层叠起来的 p 型多层膜层；

构成上述 n 型多层膜层的成分与构成 p 型多层膜层的成分不同。

此外，本发明的第十种氮化物半导体元件是在具有许多层氮化物半导体层的 n 侧区域与具有许多层氮化物半导体层的 p 侧区域之间有有源层的氮化物半导体元件，

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由许多氮化物半导体膜层叠起来的 n 型多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由许多氮化物半导体膜

00.09.11

层叠起来的 p 型多层膜层；而且

构成上述 n 型多层膜层的氮化物半导体膜的层数与构成 p 型多层膜层的氮化物半导体膜的层数不同。

此外，本发明的第十一种氮化物半导体元件是在含有许多层氮化物半导体层的 n 侧区域与含有许多层氮化物半导体层的 p 侧区域之间，具有有源层的氮化物半导体元件，

其特征在于，上述 n 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由许多氮化物半导体膜层叠起来的 n 型多层膜层；

上述 p 侧区域的至少一层氮化物半导体层是由许多氮化物半导体膜层叠起来的 p 型多层膜层；而且

构成上述 n 型多层膜层的成分与构成 p 型多层膜层的成分不同；而且构成上述 n 型多层膜层的氮化物半导体膜的层数与构成 p 型多层膜层的氮化物半导体膜的层数不同。

此外，在本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件中，通常构成上述 p 型多层膜层的氮化物半导体层的层数少于构成 n 型多层膜层的氮化物半导体层的层数。

此外，在本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件中，上述 n 型多层膜层通常含有 $Al_zGa_{1-z}N$ ($0 \leq z < 1$) 和 $In_xGa_{1-x}N$ ($0 < p < 1$)；上述 p 型多层膜层通常含有 $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < x < 1$) 和 $In_yGa_{1-y}N$ ($0 \leq y < 1$)。

还有，本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件的上述 p 型多层膜层和/或 n 型多层膜层通常都进行变型掺杂。

即，如上所述，本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件，由于形成了中间夹着有源层的 n 型和 p 型中的成分和/或层数不同的 n 型多层膜层与 p 型多层膜层，而且构成元件的有源层附近的层的构成是特定的，所以能提供发光输出高， V_f 低，耐静电压良好的氮化物半导体元件。

量子阱结构的有源层把提高发光输出的可能性是很隐蔽的，所以在以往的元件中，很难将量子阱结构的可能性充分发挥出来。

本发明的发明者们有鉴于此，对充分发挥量子阱结构的有源层的性能进行了各种研究，结果，借助于形成与有源层相接或接近的，成分和/或层数互不相同的 n 型多层膜层和 p 型多层膜层，达到了很好地发挥有源层的性能，提高发光输出的目的，同时还达到了降低 V_f ，提高耐静电

00.09.11

压的能力。

虽然不那么肯定，以上各种情况的理由恐怕是由于形成多层膜而提高了结晶性，加上有源层的结晶性和形成 p 电极的那一层的结晶性良好，还有，由于成分和/或层数不同而造成的 n 型多层膜层和 p 型多层膜层的结晶性起了相辅相成的作用，对整个元件都有好影响，所以提高了元件的性能（发光输出、Vf、耐静电压）。

在本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件中，作为多层膜层，是由成分不同的至少两种以上单层氮化物半导体层层叠到至少两层以上而形成的，用许多相邻的单层氮化物半导体层时，则要使它们的成分不同，把许多单层氮化物半导体层层叠起来。

此外，在本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件中，所谓构成 n 型多层膜层的氮化物半导体的成分，与构成 p 型多层膜层的氮化物半导体的成分不同，意思是构成各个多层膜层的单层氮化物半导体的成分可以相同，但，把单层氮化物半导体层层叠而成的多层膜层全部膜层的构成（全部成分）是不一致的。即，构成 n 型多层膜层与 p 型多层膜层的成分，局部可以一致，但要调整各氮化物半导体层的成分，使它们在整体上不一致。

例如，所谓成分不同，可以是构成氮化物半导体的元素（例如，二元混晶和三元混晶的元素的种类），各元素的比例，或者带隙能量等不同。此外，在多层膜层中，这些值都是整体的平均值。

此外，在本发明中，所谓层叠的层数不同，只要在 p 型或者 n 型的任何一方，构成多层膜层的氮化物半导体至少是由一层以上的许多层层叠起来就可以。

另外，在本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件中，构成 p 型多层膜层的氮化物半导体层的层数，通常都要比构成 n 型多层膜层的氮化物半导体层的层数少，因为此时的发光输出、Vf 和耐静电压特性都更好些。

还有，在本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件中，p 型多层膜层的层叠层数，最好比构成 n 型多层膜层的氮化物半导体层的层数至少少一层。

还有，本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件，由于 n 型多

00-09-11

层膜层含有 $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq z < 1$) 和 $In_pGa_{1-p}N$ ($0 < p < 1$)， p 型多层膜层含有 $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < x < 1$) 和 In_yGa_{1-y} ($0 \leq y < 1$)，所以能获得更高的发光输出、 V_f 和耐静电压等性能。

还有，本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件，如果对 p 型多层膜层和/或 n 型多层膜层进行变型掺杂，则能提高发光输出、 V_f 和耐静电压的性能。

此外，在本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件中，所谓变型掺杂，既可以在形成多层膜层的单层氮化物半导体层中使相邻的各氮化物半导体层中的杂质浓度不同，也可以使构成多层膜层相邻层的氮化物半导体层不掺杂杂质，而另一方则掺杂杂质。此外，也可以在相邻两层的氮化物半导体层都掺杂杂质时，使得相邻的各氮化物半导体层中的杂质浓度不同。

此外，在本发明的第九种～第十一种氮化物半导体元件中，当 n 型多层膜层与 p 型多层膜层的成分不同时，构成 n 型多层膜层的层数和构成 p 型多层膜层的层数，既可以相同，也可以不同，以层数不同为好，更好一些是 p 型多层膜层的层数少于 n 型多层膜层的层数，这样有利于提高发光输出、 V_f 和耐静电压的性能。

此外，在本发明中，当 n 型多层膜层与 p 型多层膜层的层数不同时， n 型多层膜层的成分与 p 型多层膜层的成分，既可以相同，也可以不同，以成分不同为好，有利于取得以上所述的本发明的效果。

此外，在本发明中，当 n 型多层膜层与 p 型多层膜层的层数不同时，对于 n 型与 p 型的层数的组合并没有特别的限制。如果 n 型多层膜层与 p 型多层膜层的层数不同，可以任意组合，通常，如上所述，使 p 型多层膜层的层数比 n 型多层膜层的层数少些，这样有利于取得上述的本发明效果。

图 1 是图解本发明的实施方案 1 的氮化物半导体元件 (LED 元件) 的构成的断面图；

图 2 是图解本发明的实施例 2 的 LED 元件的构成的断面图；

图 3 是表示本发明的实施例 16 的氮化物半导体元件 (LED 元件) 的构成的立体图；

图 4 是图解本发明的实施方案 2 的氮化物半导体元件 (LED 元件)

00.09.11

的构成的断面图；

图 5 是图解本发明的实施方案 3 的氮化物半导体发光元件的构成的断面图；

图 6A 是图解本发明的实施方案 4 的氮化物半导体元件中的 P 侧接触层的构成的断面图；

图 6B 是图解图 6A 中的 In 的成分的曲线图；

图 7 是本发明的多层膜 (p 侧接触层) 的波长与光吸收率之间的关系的曲线图；

图 8 是图解本发明的实施方案 5 的氮化物半导体元件 (LED 元件) 三构成的断面图；

图 9A 是实施方案 5 中非掺杂的上层 305c 的膜厚度与 P_0 和 V_f 的相对值之间的关系的曲线图；

图 9B 是实施方案 5 中非掺杂的上层 305c 的膜厚度与耐静电压的相对值之间的关系的曲线图；

图 10A 是实施方案 5 中中间层 305b 的膜厚度与 P_0 和 V_f 的相对值之间的关系的曲线图；

图 10B 是实施方案 5 中非掺杂的中间层 305b 的膜厚度与耐静电压的相对值之间的关系的曲线图；

图 11A 是实施方案 5 中非掺杂的下层 305a 的膜厚度与 P_0 和 V_f 的相对值之间的关系的曲线图；

图 11B 是实施方案 5 中非掺杂的 XW 层 305c 的膜厚度与耐静电压的相对值之间的关系的曲线图。

下面参照附图详细描述本发明的优选实施方案。

实施方案 1

图 1 是图解本发明的实施方案 1 的氮化物半导体元件 (LED 元件) 的构成的断面图。这种 LED 元件的结构是在蓝宝石基片 1 上依次层叠了下列各层：由 GaN 构成的第一缓冲层 2；由非掺杂的 GaN 构成的第二缓冲层 3；由掺杂了 Si 的 GaN 构成的 n 侧接触层 4；由非掺杂的 GaN 构成的第三缓冲层 5；由 InGaN/GaN 超晶格结构构成的 n 侧多层膜层 6；由 InGaN/GaN 多量子阱结构构成的有源层 7；由 AlGaN/GaN 超晶格结构构成的 p 型多层膜层 8；由掺杂了 Mg 的 GaN 构成的 p 侧接触层 9。

即，实施方案 1 的 LED 元件是在蓝宝石基片 1 上，用由第一缓冲层 2、第二缓冲层 3、n 侧接触层 4、第三缓冲层 5、和 n 侧多层膜层 6 所构成的 n 侧区域 30，以及由 P 型多层膜层 8 和 p 侧接触层 9 所构成的 P 侧区域 40，把多量子阱结构的有源层 7 夹在中间。

如图 1 所示，本实施方案 1 的氮化物半导体元件中，在从下部夹着有源层 7 的 n 侧区域 30 中，具有由含 In 的第一氮化物半导体膜 6a、和与 n 侧多层膜层 6 第一氮化物半导体膜 6a 成分不同的第二氮化物半导体膜 6b 层叠起来的 n 侧多层膜层 6。在 n 侧多层膜层 6 中，第一氮化物半导体膜 6a 和第二氮化物半导体膜 6b 分别至少有一层以上，共计 3 层以上，最好是分别至少有 2 层以上层叠起来，共计在 4 层以上。在 n 侧多层膜层 6 与有源层 7 相接时，与有源层的最初的一层（阱层，或者势垒层）相接的多层膜层既可以是第一氮化物半导体膜 6a，也可以是第二氮化物半导体膜 6b，即，n 侧多层膜层的层叠次序不必特别加以讲究。在图 1 中，虽然是 n 侧多层膜层 6 与有源层 7 相接，但本实施方案 1 中，也可以在多层膜层 6 与有源层 7 之间加上由其他 n 型氮化物半导体构成的层。此外，由于使构成这种 n 侧多层膜层 6 的第一氮化物半导体膜 6a 和第二氮化物半导体膜 6b 中，至少一种膜的厚度在 100\AA 以下，通常是 70\AA 以下，最好是 50\AA 以下，所以薄膜层的厚度在弹性临界膜厚以下，结晶良好，层叠在它上面的第一或第二氮化物半导体膜的结晶性也改善了，所以能改善整个多层膜层的结晶性，提高元件的输出。

第一氮化物半导体膜 6a 是含 In 的氮化物半导体，通常使用三元混晶的 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x < 1$)，更好一些是 x 值在 0.5 以下的 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ，最好是 x 值在 0.1 以下的 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 。另一方面，第二氮化物半导体膜 6b 可以是成分与第一氮化物半导体膜 6a 不同的氮化物半导体膜，没有特别的限制，但为了使结晶性良好的第二氮化物半导体膜 6b 的生长，通常是用带隙能量比第一氮化物半导体膜 6a 大的二元混晶或者三元混晶的氮化物半导体生长起来，其中如果用 GaN，就能生长成整体结晶性良好的多层膜层。因此，最好的组合是，第一氮化物半导体膜 6a 采用 x 值在 0.5 以下的 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ，第二氮化物半导体膜 6b 采用 GaN 的组合。

优选的实施方案是，第一和第二氮化物半导体膜这两种膜的厚度在 100\AA 以下，通常是 70\AA 以下，最好是 50\AA 以下。这样，由于将第一和

第二氮化物半导体膜这两种膜的厚度做成在 100 \AA 以下，所以这两种膜都在弹性临界膜厚以下，在这种膜厚上生长时，能生长成结晶性比较好的氮化物半导体。另外，如果把这两种膜的厚度都做成 70 \AA 以下，多层膜层便成为超晶格结构，在这种结晶性良好的超晶格结构的多层膜层上生长有源层时，多层膜层能起缓冲层那样的作用，能使有源层以良好的结晶性生长起来。

此外，在实施方案 1 中，可以把第一或第二氮化物半导体膜中的至少一种膜的膜厚做成与它靠近的第一或第二氮化物半导体膜不同。例如，如果第一氮化物半导体膜是 InGaN ，第二氮化物半导体膜是 GaN ，那么把处于两层 GaN 层中间的 InGaN 层的膜厚，做成随着它接近有源层而逐渐变厚，或者逐渐变薄，这样，由于能够改变多层膜层内部的折射率，就能够形成折射率逐渐变化的许多层。即，在实际上取得了与形成带有成分梯度的氮化物半导体层同样的效果。因此，例如，象激光元件那样必须有光波导向通路的元件，在这种多层膜层中就形成了光波的导向通路，就能够调节激光的制式。

还有，第一种和第二种氮化物半导体膜中，至少有一种膜的Ⅲ族元素的成分，在相邻的第一种氮化物半导体膜之间或者第二种氮化物半导体膜之间，可以互相不同。例如，当第一种氮化物半导体膜的成分为 InGaN ，第二种氮化物半导体膜的成分为 GaN 时，处于两层 GaN 层中间的 InGaN 层中的 In 成分，可以随着向有源层接近而逐渐增多，或者逐渐减少，在使膜厚依次变化的情况下，也一样，以使多层膜层内部的折射率变化，从而在实质上形成成分有梯度的氮化物半导体层。不过，随着 In 的成分逐渐减少，折射率的趋向是逐渐减小。

此外，在实施方案 1 中，第一种和第二种氮化物半导体膜，既可以都是非掺杂的，也可以是两种都掺杂 n 型杂质的，或者也可以两种之中的任何一种掺杂杂质。为了改善结晶性，最好是不掺杂，其次是变型掺杂，再其次是两种都掺杂。不过，在两种都掺杂 n 型杂质的情况下，最好第一种氮化物半导体膜的 n 型杂质的浓度与第二种氮化物半导体膜的 n 型杂质的浓度不相同。

如图 1 所示，在本实施方案 1 中，在夹着有源层 7 的上方的 p 侧区域中有许多层膜层 8，这种多层膜层 8 是由含 Al 的第三种氮化物半导体膜

8a 和成分与 8a 不同的第四种氮化物半导体膜 8b 层叠而成的。在 p 侧多层膜层 8 中，与 n 侧多层膜层 6 一样，由第三种氮化物半导体膜 8a、第四种氮化物半导体膜 8b 各至少一层层叠而成，总共为 3 层以上，更好一些是各至少两层以上层叠起来，总共在四层以上。更进一步，当在 p 侧区域中也设置多层膜层时，如果膜厚比 n 侧区域的多层膜层的薄，具有容易使元件的 V_f 、阈值降低的倾向。如图 1 所示，当 p 侧多层膜层 8 在与有源层 7 相接处形成时，与有源层的最后一层（阱层，或者势垒层）相接的 p 侧多层膜层既可以是第三种氮化物半导体膜 8a，也可以是第四种氮化物半导体膜 8b。另外，在图 1 中，p 侧多层膜层 8 是在与有源层 7 相接处形成的，但也可以在该多层膜层 8 与有源层 7 之间还有用其他氮化物半导体形成的层。

此外，在本实施方案 1 中，可以把第四种氮化物半导体膜中的一侧或两侧的膜厚，做成与相邻的那些第三或第四种氮化物半导体膜不同。例如，在第三种氮化物半导体膜为 AlGaN，第四种氮化物半导体膜为 GaN 时，由于可以把 GaN 层与 GaN 层之间的 AlGaN 层的膜厚做成随着接近有源层而逐渐加厚，或者逐渐减薄，而改变多层膜层内部的折射率，所以，实际上就是能形成折射率逐渐变化的层。即，实际上的效果与形成成分呈梯度的氮化物半导体层相同。因此，例如，对于激光元件那样的必须有光波导向通路、光封闭层的元件来说，可以把这种多层膜同时用作光波导向通路和封闭层，从而能调节激光的制式。

还有，第三种和第四种氮化物半导体膜中，一种或者两种膜的 III 族元素的成分，在相邻的第三种或者第四种氮化物半导体膜之间，可以互相不同。例如，当第三种氮化物半导体膜的成分为 AlGaN，第四种氮化物半导体膜的成分为 GaN 时，处于两层 GaN 层中间的 InGaN 层中的 Al 的成分，可以随着向有源层接近而逐渐增多，或者逐渐减少，和以前所述的方案一样，使得多层膜层内部的折射率发生变化，从而在实质上形成成分有梯度的氮化物半导体层。不过，随着 Al 的成分逐渐增加，折射率逐渐减小。因此，可以根据不同的目的，在 p 层配置这种成分呈梯度的许多层。

第三氮化物半导体膜 8a 是含 Al 的氮化物半导体，通常使用三元混晶的 $Al_aG_{1-a}N$ ($0 < a < 1$)，最好是 a 值在 0.5 以下的 $In_aG_{1-a}N$ 。当 a 的值

超过 0.5 时，有结晶性变坏，容易产生裂纹的倾向。另一方面，第四氮化物半导体膜 8b 可以是成分与第三氮化物半导体膜 8a 不同的氮化物半导体膜，没有特别的限制，但为了使结晶性良好的第四氮化物半导体膜 8b 的生长，通常是用带隙能量比第三氮化物半导体膜 8a 大的二元混晶或者三元混晶的氮化物半导体生长起来，其中如果用 GaN，就能生长成整体结晶性良好的多层膜层。因此，最好的组合是，第三氮化物半导体膜 8a 采用 a 值在 0.5 以下的 $\text{Al}_a\text{Ga}_{1-a}\text{N}$ ，第四氮化物半导体膜 8b 采用 GaN 的组合。

更进一步，第三种氮化物半导体膜 8a 的膜厚应在 100\AA 以下，通常为 70\AA 以下，最好是 50\AA 以下。同样，第四种氮化物半导体膜 8b 的膜厚也应在 100\AA 以下，通常为 70\AA 以下，最好是 50\AA 以下。这样，由于把单一的第一种或者第二种氮化物半导体膜的膜厚定在 100\AA 以下，所以这种氮化物半导体的膜厚便小于弹性临界膜厚，与在厚膜上生长起来的情况相比，能生长出结晶性良好的氮化物半导体来，而且，由于氮化物半导体层的结晶性好，在添加 p 型杂质的情况下，能获得载流子浓度大而电阻率小的 p 层，能降低元件的 V_f 和阈值等。

第三种氮化物半导体膜 8a 和第四种氮化物半导体膜 8b 可以都不掺杂，也可以两种都掺杂 p 型杂质，或者，也可以在任何一方中掺杂 p 型杂质。为获得载流子浓度高的 p 层，最好是进行变型掺杂。但，如以前说过的，在非掺杂的情况下，膜厚要在 0.1 微米以下，通常要在 700\AA 以下，最好在 500\AA 以下。如超过 0.1 微米，非掺杂层的电阻只就有增大的倾向。在两种都掺杂 p 型杂质的情况下，第三种氮化物半导体膜 8a 和第四种氮化物半导体膜 8b 中的 p 型杂质的浓度可以不相同。

在以上实施方案 1 的氮化物半导体元件中，是在 p 侧区域 40 中形成 p 型多层膜层 8，但本发明不仅限于此，也可以如图 2 所示的那样，形成单层的 p 侧覆盖层 18，来代替 p 型多层膜层 8。此外，在图 2 所示的氮化物半导体元件中，由 p 侧覆盖层 18 和 p 侧接触层 9 构成了 p 侧区域 41。

变型例

在以上的实施方案 1 中，以 LED 元件为例进行了说明，但本发明不仅限于此例，以下那样的变型方案同样也能应用于激光二极管，取得与

实施方案 1 同样的效果。

即，在 LD 元件中，例如，可以把用 InGaN 构成的第一种氮化物半导体膜与用 GaN 构成的第二种氮化物半导体膜交替层叠起来，以形成 n 侧多层膜层，并且使第一种氮化物半导体膜的膜厚依次向着有源层方向增厚。由于 n 侧多层膜层用这种方案构成，所以在 n 侧多层膜层中越靠近有源层，折射率大的 InGaN 的比例越大，就能够使 n 侧多层膜层成为随着接近有源层其折射率也越大的，具有折射率梯度的膜层。

此外，在 LD 元件中，可以把用 AlGaN 构成的第三种氮化物半导体膜与用 GaN 构成的第四种氮化物半导体膜交替层叠起来，以形成 p 侧多层膜层，并且第三种氮化物半导体膜的膜厚依次向着有源层方向减薄。由于 p 侧多层膜层用这种方案构成，所以在 p 侧多层膜层中越靠近有源层，折射率大的 AlGaN 的比例越小，就能够使 p 侧多层膜层成为随着接近有源层其折射率也越的，具有折射率梯度的膜层。

具有以上结构的元件，和实施方案 1 一样，由于各氮化物半导体层的结晶性良好，能降低阈值电压，而且能提高输出。

此外，在 LD 元件中，由于夹着有源层的 n 侧多层膜层和 p 侧多层膜层任何一种多层膜层可以做成其折射率随着靠近有源层而增大的，具有折射率梯度的膜层，所以能形成良好的光波导向通路，可以很容易地，有效地调节激光的制式。

虽然在上例的 LD 元件中，是使第一种或第三种氮化物半导体膜的膜厚变化，使 n 侧和 p 侧多层膜层成为折射率有梯度的膜层，但本发明不仅限于此，也可以使第二种或第四种氮化物半导体膜的膜厚依次变化，形成折射率有梯度的膜层。

此外，在本发明中；第一种和第二种氮化物半导体膜中，至少有一种膜的III族元素的成分，可以借助于使相邻的第一种氮化物半导体膜或第二种氮化物半导体膜的同一种III族元素的成分逐渐变化，而使它们的折射率具有梯度。例如，当第一种氮化物半导体膜的成分为 InGaN，第二种氮化物半导体膜的成分为 GaN 时，借助于使第一种氮化物半导体膜的 In 的比例随着接近有源层而逐渐增大，就能够使越接近有源层，折射率越大，同样能形成折射率有梯度的氮化物半导体层。此外，在 InGaN 中，随着 In 的成分增多，折射率就越大。

此外，在 p 侧多层膜层中，可以借助于使第三种和第四种氮化物半导体膜中至少有一种膜的II族元素的成分在相邻的第三或第四种氮化物半导体膜之间变化，从而形成折射率有梯度的膜层。例如，当第三种氮化物半导体膜的成分为 AlGaN，第四种氮化物半导体膜的成分为 GaN 时，借助于使 GaN 层与 GaN 层之间的 AlGaN 层的 Al 的比例随着接近有源层而逐渐减少，就能够使 p 侧多层膜层内部的折射率逐渐变化，就能在实际上形成成分呈梯度的氮化物半导体层。另外，随着 Al 的成分的增加，折射率就会变小。因此，可以根据要达到的目的来调配 p 侧的成分呈梯度的膜层。

实施方案 2

下面，参照图 4 说明本发明的实施方案 2 的氮化物半导体元件。

本发明的实施方案 2 的氮化物半导体元件是一种发光元件，它的结构是，在基片 1 上具有分别用若干由氮化物半导体层构成的 n 侧区域 130 和 p 侧区域 140 夹在中间的多量子阱结构有源层 7 的双异质结构。

详细的说，实施方案 2 的氮化物半导体元件中，如图 4 所示，n 侧区域 130 是由下列各层组成的：缓冲层 102，非掺杂的 GaN 层 103，含有 n 型杂质的 n 侧接触层 4，含有 n 型杂质的 n 侧第一多层膜层 105，以及由第一种氮化物半导体膜 106a 和第二种氮化物半导体膜 106b 构成的 n 侧第二多层膜层 6，而 p 侧区域 140 则是由多层膜或单层膜构成的 p 侧覆盖层 108 和掺杂了 Mg 的 p 侧 GaN 接触层 9 所构成的。此外，在实施方案 2 的氮化物半导体元件中，分别在 n 侧接触层 4 上形成了 n 电极 12，在 p 侧的 GaN 接触层 9 上形成了 p 电极 11。

另外，在图 4 中，作为 p 侧覆盖层 108，举出了用第三种氮化物半导体膜 108a 和第四种氮化物半导体膜 108b 层叠起来的多层膜作为例子。

在本发明中，作为基片 1，可以使用以蓝宝石的 C 面、R 面或 A 面为正面的蓝宝石，还有其他诸如尖晶石 ($MgAl_2O_4$) 那样的绝缘基片，以及 SiC (含有 6H、4H、3C)，Si、ZnO、GaAs、GaN 等等半导体基片。

在本发明中，用作缓冲层 102 的材料，可以是用 $Ga_xAl_{1-x}N$ (但 d 在 $0 < d \leq 1$ 的范围内) 制成的氮化物半导体，通常是 Al 的比例很小，以便显著地改善结晶性，更理想的是用 GaN 制成的缓冲层 102。

缓冲层 102 的膜厚在 0.002~0.5 微米范围内，理想的是在 0.005~

0.2 微米范围内，更好一些是在 0.01~0.02 微米的范围内调节。当缓冲层 102 的膜厚在上述范围内时，氮化物半导体的结晶形态良好，缓冲层 102 上生长起来的氮化物半导体的结晶性可以得到改善。

缓冲层 102 的生长温度在 200~900°C 的范围内，通常可在 400~800°C 的范围内调节。当生长温度范围在上述温度范围内时，可获得良好的多晶，以这种多晶为种晶，就能改善在缓冲层 102 上生长起来的氮化物半导体的结晶性。

此外，在这样的低温下生长起来的缓冲层 102，也可以根据基片的种类，生长方法等省略掉。

其次，在本实施方案 2 中，非掺杂的 GaN 层 103 是在生长过程中不添加 n 型杂质而生长成的膜层。当在缓冲层 102 上生长这种非掺杂的 GaN 层 103 时，非掺杂的 GaN 层 103 的结晶性良好，还能改善在非掺杂的 GaN 层 103 上生长的 n 侧接触层 4 等的结晶性。非掺杂的 GaN 层 103 的膜厚应在 0.01 微米以上，理想的是在 0.5 微米以上，更好一些是在 1 微米以上。当膜厚在这种范围内时，能使 n 侧接触层 4 以下的各层在良好的结晶性下生长。此外，非掺杂的 GaN 层 103 的膜厚的上限没有特别的限制，可在考虑制造效率的同时适当调整。

其次，在本发明实施方案 2 中，含 n 型杂质的 n 侧接触层 4 中的 n 型杂质的浓度在 $3 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上，通常在 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上。这样，当把掺杂了很多 n 型杂质的膜层用作 n 侧接触层时，能降低 V_f 和阈值。当杂质的浓度超出上述范围时，要降低 V_f 就很困难。此外，当 n 侧的接触层 4 在 n 型杂质的浓度低，结晶性良好的非掺杂的 GaN 层 103 上形成时，即使有很高浓度的 n 型杂质也没有关系，仍能在良好的结晶性下形成。本发明对于 n 侧接触层 4 的 n 型杂质浓度的上限并没有特别的限制，一般希望保持在 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 以下，以便保证为保持良好的接触层功能所需的结晶性。

n 侧接触层 4 的成分可以由 $\text{In}_e \text{Al}_f \text{Ga}_{1-e-f} \text{N}$ ($0 \leq e, 0 \leq f, e+f \leq 1$) 构成，这种成分虽不是需要特别讲究的成分，但，如果作为 GaN、或者 f 值 0.2 以下的 $\text{Al}_f \text{Ga}_{1-f}$ 使用时，能很容易地获得结晶缺陷很少的氮化物半导体层。n 侧接触层 4 的膜厚虽不必特别讲究，但因为是形成 n 电极的膜层，所以要在 0.1~20 微米之间，理想的是 0.5~10 微米，最好为

1~5 微米。当膜厚在上述范围内时，一般能降低电阻值，降低发光元件正方向的电压。

此外，在把后面所说的 n 侧第一多层膜层 105 做成比较厚的膜层，当作接触层使用的时候，n 侧接触层 4 可以省略。

其次，在本发明实施方案 2 中，n 侧第一多层膜层 105 是由至少两种氮化物半导体层层叠而成的多层膜构成的，一种是 n 型杂质掺杂的浓度不同，带隙能量也不同；另一种是 n 型杂质掺杂的浓度不同，但具有同样的成分。n 侧第一多层膜层 105 的膜厚在 2 微米以下，一般在 1.5 微米以下，更好一些，在 0.9 微米以下。当膜厚在上述范围时，由于提高了发光输出而能令人满意。此外，对它的下限没有特别限制，例如，可以在 0.05 微米以上。

上述构成多层膜层的氮化物半导体层之间的杂质浓度不同，可称之为变型掺杂，此时，可以是在一种膜层中没有掺杂杂质，即非掺杂。

下面，首先说明 n 侧第一多层膜层 105 由至少两种带隙能量互不相同的氮化物半导体膜层层叠而成的多层膜的情况。

构成 n 侧第一多层膜层 105 的多层膜层中，带隙能量大的氮化物半导体层 105a 和带隙能量小的氮化物半导体层 105b 的膜厚，一般在 100Å 以下，更好一些在 70Å 以下，最好在 10~40Å 的范围内。当比 100Å 更厚时，带隙能量大的氮化物半导体层和带隙能量小的氮化物半导体层的膜厚都达到了弹性变形的极限以上，膜层中很容易产生微小的裂纹或结晶缺陷等等。带隙能量大的氮化物半导体层和带隙能量小的氮化物半导体层膜厚的下限并没有特别的限制，厚度在一层原子层以上就可以，最理想的是象以上所说的，在 10Å 以上。

如上所述，当 n 侧第一多层膜层 105 是各种膜厚很薄的多层膜层结构时，可以把构成这种膜层的氮化物半导体层的各层的膜厚做成小于弹性临界膜厚，从而能够生长成结晶缺陷非常少的氮化物半导体。更进一步，在这种多层膜层中，在某种程度上，能阻止从基片一直到非掺杂的 GaN 层 103 和 n 侧的接触层 4 产生结晶缺陷，因而能改善在这种多层膜层上生长起来的 n 侧第二多层膜层 106 的结晶性。更进一步，还具有类似于 HEMT 的效果。

带隙能量大的氮化物半导体层 105a 至少是含 Al 的氮化物半导体，

最好是生长成 $\text{Al}_g \text{Ga}_{1-g} \text{N}$ ($0 < g \leq 1$)。另一方面，带隙能量小的氮化物半导体 105b 虽然是带隙能量比氮化物半导体 105a 小的氮化物半导体就可以了，但最好是 $\text{Al}_h \text{Ga}_{1-h} \text{N}$ ($0 \leq h < 1$, $g > h$), $\text{In}_j \text{Ga}_{1-j} \text{N}$ ($0 \leq j < 1$) 那样的二元混晶、三元混晶的氮化物半导体，它容易生长，而且很容易获得良好的结晶性。其中，特别理想的带隙能量大的氮化物半导体 105a 实际上是不含 In 的 $\text{Al}_g \text{Ga}_{1-g} \text{N}$ ($0 < g < 1$)，而特别理想的带隙能量小的氮化物半导体 105b 实际上是不含 Al 的 $\text{In}_j \text{Ga}_{1-j} \text{N}$ ($0 \leq j < 1$)，其中，为了获得结晶性优良的多层膜层，最好的成分组合是 Al 的混合结晶比 (g 值) 小于 0.3 的 $\text{Al}_g \text{Ga}_{1-g} \text{N}$ ($0 < g \leq 3$) 和 GaN 的组合。

此外，当把 n 侧第一多层膜层 105 作为光封闭层和载流子封闭层，使它具有覆盖层的功能时，就必须生长出带隙能量比有源层的阱层的带隙能量更大的氮化物半导体。所谓带隙能量大的氮化物半导体，就是 Al 的混晶比高的氮化物半导体。以往，要把 Al 的混晶比高的氮化物半导体生长成厚膜时，由于很容易出现裂纹，结晶的生长非常困难。可是，当象本发明那样，把 n 侧第一多层膜层 105 做成多层膜层时，即使把构成多层膜层的每一层氮化物半导体层 (105a, 105b) 都做成 Al 的混晶比相当高的膜层，由于生长成的膜厚小于弹性临界膜厚，所以不容易产生裂纹。因此，由于 Al 混晶比高的膜层能够生长成结晶性好的膜层，所以能提高光封闭和载流子封闭的效果，能够降低激光元件中的阈值电压，LED 元件中的 V_f (正方向电压)。

更进一步，最好使 n 侧第一多层膜层 105 的带隙能量大的氮化物半导体层 105a 与带隙能量小的氮化物半导体层 105b 之间的 n 型杂质的浓度不同。这就是所谓的变型掺杂。当一侧膜层的 n 型杂质的浓度低，理想的是不掺杂杂质的状态 (非掺杂)，而另一侧则掺杂成高浓度时，就能降低阈值电压、 V_f 等等。这是由于在多层膜层中存在着杂质浓度低的膜层，这种膜层的迁移率大，而且由于同时还存在着杂质浓度高的膜层，因而能形成具有载流子浓度很高的膜层的多层膜层。即，可能是由于同时存在着杂质浓度低而迁移率高的膜层和杂质浓度高而且载流子浓度大的膜层，使得载流子浓度大，迁移率也大的膜层成为覆盖层，降低了阈值电压和 V_f 。

在带隙能量大的氮化物半导体层 105a 中 n 型杂质掺杂得多的情况

下，掺杂进去的理想的掺杂量为 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ，更好一些是在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的范围内。当少于 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 时，与带隙能量小的氮化物半导体层的差别小了，就会难以获得载流子浓度大的膜层，如果多于 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ ，则容易使得元件自身的泄漏电流增多。另一方面，带隙能量小的氮化物半导体层的 n 型杂质的浓度应该比带隙能量大的氮化物半导体层的浓度低为好，理想的是最好低 1/10 以上。最好的情况是非掺杂，能获得迁移率最大的膜层，但是因为膜厚太薄，n 型杂质要从带隙能量大的氮化物半导体扩散开来，这种扩散的量希望在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以下。N 型杂质可选择周期表中的 IVB 族、VIB 族元素中的 Si、Ge、Se、S、O 等，最好是用 Si、Ge、S 作为 n 型杂质。其作用与在带隙能量大的氮化物半导体层中掺杂少量 n 型杂质，在带隙能量小的氮化物半导体层中掺杂大量 n 型杂质的情况相同。

虽然以上陈述了向多层膜层中掺杂杂质的理想的变型掺杂的情况，但也可以使带隙能量大的氮化物半导体层 105a 和带隙能量小的氮化物半导体层 105b 中的杂质浓度相等。

还有，构成 n 侧第一多层膜层 105 的氮化物半导体层 105a、105b 中，掺杂的杂质浓度高的膜层，在厚度方向上，最好是靠近半导体层中心部分的杂质浓度高，而靠近两端的杂质浓度低（最好是非掺杂）。具体的说，例如，在用掺杂了 n 型杂质 Si 的 AlGaN，和非掺杂的 GaN 层形成多层膜层的情况下，因为 AlGaN 中掺杂了 Si，作为供体，要把电子输送出去，所以电子会陷入位能低的 GaN 的输送带中。在 GaN 结晶中，因为没有掺杂供体杂质，所以不会由于杂质而使载流子散布开来。因此，电子很容易在 GaN 晶体中活动，在实际上提高了电子的迁移率。这类似于二维电子气体的效果，电子横方向的实际迁移率提高了，电阻率减小了。更进一步，当在带隙能量高的 AlGaN 的中心区域掺杂了高浓度的 n 型杂质时，效果将进一步增大。即，由于电子在 GaN 中迁移，或多或少使得包含在 AlGaN 中的 n 型杂质的离子（硅离子）扩散了。可是，如果 AlGaN 层的厚度方向的两端部是非掺杂的，由于很难使 Si 扩散，所以进一步提高了非掺杂的 GaN 层的迁移率。

下面，说明 n 侧的第一多层膜层 105 是由同样成分的氮化物半导体层层叠起来而成的，但 n 型杂质在那些氮化物半导体层中的掺杂浓度不

同的情况。

首先，构成n侧第一多层膜层105的氮化物半导体的成分并没有特别的限制，可以是同样的成分，理想的材料是GaN。当用GaN构成n侧第一多层膜层105时，二元混晶的GaN能比三元混晶以更好的结晶性生长，能使以后所生长出来的氮化物半导体的结晶性良好。

在本发明实施方案2中的n型第一多层膜层105，可以用含有n型杂质的GaN构成的氮化物半导体层105a，和n型杂质的浓度与多层膜层105a不同的GaN所构成的氮化物半导体层105b层叠而成的多层膜。此时，在氮化物半导体膜105a、105b中，不论哪一种膜都可以是非掺杂的膜。

这样，使用成分相同而n型杂质的掺杂量不同的，即变型掺杂而成的两种氮化物半导体层构成的n侧第一多层膜层，其作用与效果与带隙能量不同，且由变型掺杂而成的至少两种膜层所构成的n侧第一多层膜层105相同。

n型杂质的浓度通常为 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ，理想的是 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ，最好是 $3 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 7 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 。此外，在本发明中，n侧第一多层膜层105的总膜厚，虽没有特别的限定，通常是 $1000 \sim 4000\text{\AA}$ ，理想的是 $2000 \sim 3000\text{\AA}$ 。此外，构成多层膜各层的膜厚也没有特别限定，一般在 500\AA 以下，理想的在 200\AA 以下，更好一些为在 100\AA 以下。另外，构成多层膜各层的膜厚的下限也没有特别限定，一层原子层以上就可以，理想的是 10\AA 以上。当膜厚在上述范围内时，能以很好的结晶性生长，并且能提高发光输出。

此外，以上所说的带隙能量不同，或成分相同而杂质浓度不同的两种以上的膜层所构成的n侧第一多层膜层105，可以兼作n侧接触层使用。此时，n侧第一多层膜层105的膜厚为 $0.5 \sim 4$ 微米，理想的是 $1 \sim 3$ 微米，更好一些是 $2 \sim 2.8$ 微米。此时的n侧第一多层膜层105的膜厚可以根据上述至少两种以上的氮化物半导体层和/或各层膜的厚度来调节。此外，此时构成n侧第一多层膜层105的各层膜的厚度可以是上述范围的薄膜层的多层膜层的厚度，或者，当全部膜层的膜厚在兼作n侧接触层时的n侧第一多层膜层105的上述膜厚范围内时，各层的膜厚可以根据超过上述范围的两种以上氮化物半导体来调节。

此外，如图 4 所示，在本实施方案 2 中，位于有源层下部的 n 侧区域 130 中有由含 In 的第一氮化物半导体膜 106a，和成分与第一氮化物半导体膜 106a 不同的第二氮化物半导体膜 106b 层叠起来的 n 侧第二多层膜层 106。n 侧第二多层膜层 106 由分别有至少一层以上的第一氮化物半导体膜 106a 和第二氮化物半导体膜 106b 形成，总计两层以上，理想的是三层以上，最好是各有至少两层以上，总计四层以上。

在 n 侧第二多层膜层 106 接着有源层 107 形成时，与有源层 7 的最初一层（阱层、或者势垒层）相接的那一层，既可以是第一氮化物半导体膜 106a，也可以是第二氮化物半导体膜 106b，对 n 侧第二多层膜层 106 的层叠次序没有特别的规定。不过，图 4 中的 n 侧第二多层膜层 106 虽是接着有源层 7 形成的，但在它与有源层 7 之间也可以有由其他 n 型氮化物半导体构成的膜层。

在本实施方案 2 中，在 n 侧第二多层膜层 106 中，上述第一氮化物半导体膜 106a 和第二氮化物半导体膜 106b 中的至少一种的膜厚理想的是小于 100\AA ，更好一些是两种膜的厚度都小于 100\AA ，再好一些是都小于 70\AA ，最好是都小于 50\AA 。这样，由于膜的厚度很薄，n 侧第二多层膜层 106 就成了超晶格结构，它的结晶性很好，所以能提高输出功率。

这样，当把上述 n 侧第一多层膜层 105 和 n 侧第二多层膜层 106 组合起来时，就能很理想地进一步提高发光输出，还能更进一步降低正方向的电压 (V_f)。这种结果的理由虽未确定，很可能是在 n 侧第二多层膜层 106 上生长起来的有源层的结晶性良好的缘故。

第一种氮化物半导体膜是含 In 的氮化物半导体，通常是三元混晶的 $\text{In}_k\text{Ga}_{1-k}\text{N}$ ($0 < k < 1$)，更好一些是 k 值小于 0.5 的 $\text{In}_k\text{Ga}_{1-k}\text{N}$ ，最好是 k 值小于 0.2 的 $\text{In}_k\text{Ga}_{1-k}\text{N}$ 。另一方面，第二种氮化物半导体膜只要是与第一种氮化物半导体膜的成分不同的氮化物半导体就可以，没有特别的限制，但为了生长成结晶性良好的第二种氮化物半导体，应使它生长成带隙能量比第一种氮化物半导体大的二元混晶或者三元混晶的氮化物半导体。在 n 侧第二多层膜层 106 中，第二种氮化物半导体膜 106b 理想的是 $\text{In}_m\text{Ga}_{1-m}\text{N}$ ($0 \leq m < 1$ ， $m < k$)，为了生长成全体结晶性都良好的多层膜层，最好是用 GaN。因此，最好的组合是第一种氮化物半导体膜采用 k 值小于 0.5 的 $\text{In}_k\text{Ga}_{1-k}\text{N}$ ，第二种氮化物半导体膜采用 GaN。

还有，上述第一种氮化物半导体膜 106a 和第二种氮化物半导体膜 106b 中至少一种的膜厚既可以与邻近的第一种氮化物半导体膜 106a 或第二种氮化物半导体膜 106b 的膜厚不同，也可以相同。此外，所谓膜厚与邻近的那一层不同，在第一种氮化物半导体膜 106a 和第二种氮化物半导体膜 106b 多层层叠起来形成多层膜层的情况下，是指夹着第二种氮化物半导体膜 106b (第一种氮化物半导体膜 106a) 的第一种氮化物半导体膜 106a (第二种氮化物半导体膜 106b) 的膜厚互相不同。

例如，第一种氮化物半导体膜 106a 用 InGaN，第二种氮化物半导体膜 106b 用 GaN 时，使 GaN 层与 GaN 层之间的 InGaN 层的膜厚随着接近有源层而逐渐加厚，或者减薄，由于多层膜层内部的折射率是变化的，所以实际上能形成折射率逐渐变化的许多层。即，在实际上能获得与形成成分呈梯度变化的氮化物半导体层同样的效果。因此；例如在激光元件那样的必须有光波导向通道的元件中，由于用多层膜层形成了这种光波导向通道，就能调节激光的制式。

再有，上述第一种氮化物半导体膜 106a 和第二种氮化物半导体膜 106b 中至少一种的III族元素的成分可以与邻近的第一种氮化物半导体膜 106a 或第二种氮化物半导体膜 106b 的同样的III族元素的成分不同。这就意味着，在第一种氮化物半导体膜 106a 和第二种氮化物半导体膜 106b 多层层叠起来形成多层膜层的情况下，夹着第二种氮化物半导体膜 106b (第一种氮化物半导体膜 106a) 的第一种氮化物半导体膜 106a (第二种氮化物半导体膜 106b) 的III族元素的成分互相不同。

例如，当同一种III族元素的成分互相不同时，在第一种氮化物半导体膜 106a 用 InGaN，第二种氮化物半导体膜 106b 用 GaN 的情况下，使 GaN 层与 GaN 层之间的 InGaN 层的 In 的成分随着接近有源层而逐渐增加，或者减少。于是，和上述实施方案一样，使得多层膜层内部的折射率是变化的，在实际上形成了成分呈梯度的氮化物半导体层。另外，随着 In 成分的减少，折射率也随着有减小的倾向。

n 侧多层膜层 106 的形成虽可以与有源层隔开，但最好是接着有源层形成。接着有源层形成时提高输出更容易些。

此外，在 n 侧多层膜层 106 中，第一种氮化物半导体膜 106a 和第二种氮化物半导体膜 106b 可以两种膜都是非掺杂的，也可以是两种都掺杂

了 n 型杂质的，也可以是任何一种掺杂了杂质的。为了改善结晶性，提高输出，最好是不掺杂，其次是第一种氮化物半导体膜 106a 或者第二种氮化物半导体膜 106b 中的任何一种中变型掺杂 n 型杂质，最后是两种都掺杂杂质。

不过，在两种都掺杂 n 型杂质的情况下，第一种氮化物半导体膜 106a 的 n 型杂质的浓度与第二种氮化物半导体膜 106b 中的浓度可以不同。

用作 n 型杂质的理想的元素是 IV 族、VI 族中的 Si、Ge、Sn、S 等元素，最好是用 Si、Sn 这两种元素。

此处，所谓非掺杂指的是不是故意掺杂杂质，要是由于扩散而从相邻的氮化物半导体层混入杂质，在本发明中仍称为非掺杂。不过，因扩散而混入的杂质的浓度大都在膜层内呈梯度分布。

此外，在第一种氮化物半导体膜 106a 和/或第二种氮化物半导体膜 106b 中掺杂杂质的情况下，一般杂质的浓度在 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 以下，最好调节在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下。如果浓度大于 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ，氮化物半导体层的结晶性变坏，相反，浓度太小会使输出降低。在变型掺杂时，也是这样。

更进一步，在 n 型多层膜层 106 中，第一和第二种氮化物半导体膜的膜厚应小于 100\AA ，再好一些是小于 70\AA ，最好是小于 50\AA 。由于单独一层氮化物半导体层的膜厚小于 100\AA ，所以一层氮化物半导体层的膜厚在弹性临界膜厚以下，在这种膜厚上生长起来的氮化物半导体的结晶性比较好。此外，由于两种膜厚都小于 70\AA ，所以 n 侧的第二多层膜层 6 的结构为超晶格（多层膜）结构，在这种结晶性良好的多层膜结构上生长起有源层来时，n 侧第二多层膜层 6 能起缓冲层的作用，有源层能以良好的结晶性生长起来。

在本实施方案 2 中，多量子阱结构的有源层 7 由含 In 和 Ga 的的氮化物半导体形成，最好是由 $\text{In}_a\text{Ga}_{1-a}\text{N}$ ($0 \leq a < 1$) 形成，掺杂的杂质 n 型 p 型都可以，但如果是非掺杂的情况，则带间的发光更强，发光波长半值的幅宽窄，更理想一些。也可以在有源层 7 中掺杂 n 型杂质和/或 p 型杂质。如果在有源层 7 中掺杂 n 型杂质，与非掺杂的相比，带间发光强度能进一步增强。如果在有源层 7 中掺杂 p 型杂质，则可以使峰值波长向比带间发光的峰值波长能量低 0.5eV 的一侧移动，半值的幅宽加宽了。当在有源层中掺杂 p 型和 n 型两种杂质时，能使有源层的发光强度比上

述只掺杂 p 型杂质的进一步增强。特别是当形成掺杂了 p 型掺杂剂的有源层时，一般再在有源层中掺杂 Si 之类的 n 型掺杂剂，使得有源层在整体上的导电类型成为 n 型。如要生长成结晶性好的有源层，最好是非掺杂。

有源层 7 的势垒层和阱层的层叠次序没有特别的讲究，可以从阱层开始层叠，最后以阱层结尾；也可以从阱层开始层叠，最后以势垒层结尾。此外，可以从势垒层开始层叠，最后以势垒层结尾；也可以从势垒层开始层叠，最后以阱层结尾。阱层的膜厚应小于 100Å，再好一些是小于 70Å，最好是小于 50Å。在本发明中，阱层膜厚的下限没有特别的规定，但一般在一层原子层以上，理想的是 10Å 以上。如果阱层的厚度超过 100Å，就很难提高输出了。

另一方面，势垒层的厚度应小于 2000Å，再好一些是小于 500Å，最好是小于 300Å。本发明对势垒层膜厚的下限没有特别规定，一般应在一层原子层以上，最好在 10Å 以上。当势垒层在上述范围内时，提高输出就很容易。更进一步，本发明对于有源层的整体膜厚没有特别规定，考虑到 LED 元件等期望的波长之类的因素，可以调节势垒层和阱层的层叠的层数，来调节有源层 7 的总膜厚。

在本实施方案 2 中，p 侧覆盖层是把带隙能量大的第三种氮化物半导体膜 108a 和带隙能量比它小的第四种氮化物半导体膜 108b 层叠起来形成的，成为一种 p 型杂质浓度不同或相同的 p 侧多层膜覆盖层 108。然而，在本发明中，也可以是由含 p 型杂质的 $\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ ($0 \leq b \leq 1$) 做成的单层。

下面，首先说明 p 侧覆盖层具有多层膜结构（超晶格结构）的 p 侧多层膜覆盖层 108 的情况。

构成 p 侧多层膜覆盖层 108 的多层膜层的第三种氮化物半导体膜 108a 和第四种氮化物半导体膜 108b 的膜厚应小于 100Å，再好一些是小于 70Å，最好是小于 10~40Å。第三种氮化物半导体膜 108a 和第四种氮化物半导体膜 108b 的膜厚既可以相同，也可以不同。当多层膜结构中各层的膜厚在上述范围内时，氮化物半导体的各层膜厚都在弹性临界膜厚以下，与在厚膜上生长起来的情况相比，能生长成结晶性良好的氮化物半导体。此外，由于氮化物半导体层的结晶性良好，所以在添加了 p 型杂

质的情况下，所获得的 p 层载流子浓度大，电阻率小，易于降低元件的 V_f 和阈值。把这种膜厚的两种膜层一对一对地多次层叠起来，就形成了多层膜层。此外，p 侧多层膜覆盖层 108 总膜厚的调节可以通过调节第三种和第四种氮化物半导体层各层的膜厚，或者通过调节层叠的层数来调节。p 侧多层膜覆盖层 108 的总膜厚没有特别的规定，一般应小于 2000\AA ，再好一些是小于 1000\AA ，最好是小于 500\AA 。当总膜厚在上述范围内时，能提高发光输出，降低正方向电压 (V_f)。

第三种氮化物半导体膜 108a 一般希望用至少是含 Al 的氮化物半导体，最好是用 $\text{Al}_n\text{Ga}_{1-n}\text{N}$ ($0 < n \leq 1$) 生长起来的；第四种氮化物半导体膜 108b 最好是用 $\text{Al}_p\text{Ga}_{1-p}\text{N}$ ($0 \leq p < 1$ 、 $n > p$)、 $\text{In}_r\text{Ga}_{1-r}\text{N}$ ($0 \leq r \leq 1$) 那样的二元混晶、三元混晶的氮化物半导体生长起来。

如果把 p 侧覆盖层做成超晶格结构的 p 侧多层膜覆盖层 108，就能够改善结晶性，降低电阻率，并且能降低 V_f 。

p 侧多层膜覆盖层 108 的多层膜层的第三种氮化物半导体膜 108a 和第四种氮化物半导体膜 108b 的 p 型杂质浓度是不同的，一种膜层中的杂质浓度大，另一种膜层中的杂质浓度小。与 n 侧第一多层膜层一样，带隙能量大的第三种氮化物半导体膜 108a 的 p 型杂质的浓度应大些，而带隙能量小的第四种氮化物半导体膜 108b 的 p 型杂质的浓度应小些，或者不掺杂，这样就能使阈值电压、 V_f 等降低。此外，也可以与此相反。即，带隙能量大的第三种氮化物半导体膜 108a 的 p 型杂质的浓度小些，而带隙能量小的第四种氮化物半导体膜 108b 的 p 型杂质的浓度大些。

向第三种氮化物半导体膜 108a 掺杂的理想掺杂量可在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 的范围内调节，最好是在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 。如果少于 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ，或者与第四种氮化物半导体膜 108b 的差别很小，同样也有难以获得载流子浓度大的膜层的问题。如果大于 $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ，则会使结晶性变坏。另一方面，第四种氮化物半导体膜 108b 的 p 型杂质的浓度应比第三种氮化物半导体膜 108a 的少些，一般希望至少少 $1/10$ 以上。最好是不掺杂，这样能获得迁移率很高的膜层，但是因为膜厚薄，p 型杂质会从第三种氮化物半导体扩散过来，这样的掺杂量希望在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下。另外，如果带隙能量大的第三种氮化物半导体膜 108a 中掺杂的 p 型杂质少，而带隙能量小的第四种氮化物半导体膜 108b 中掺杂的 p 型杂质

质多，也和上面的情况相同。

p型杂质可以选周期表中的IIA族、IIB族元素，例如Mg、Zn、Ca、Be等等，最好用Mg、Ca等作为p型杂质。

还有，在构成多层膜的氮化物半导体层中，掺杂的杂质浓度高的膜层，在厚度方向上靠近半导体层中心部分的杂质浓度高，而靠近两侧的杂质浓度低（最好是非掺杂）时，有望降低电阻率。

其次，当p侧覆盖层是由含p型杂质的 $\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ ($0 \leq b \leq 1$)形成的单层时，这种单层膜覆盖层的膜厚，一般应小于2000Å，再好一些是小于1000Å，最好是小于500~100Å。当膜厚在上述范围内时，能提高发光输出，降低V_f。p侧单层膜覆盖层的成分是 $\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ ($0 \leq b \leq 1$)。

此外，单层膜层的覆盖层与上述多膜层结构的p侧覆盖层相比，结晶性虽然稍稍差一些，但可通过与上述n侧第一多层膜层105的组合，以良好的结晶性生长起来，也能降低阈值和V_f。还有，把这样的单层膜层与其他膜层组合起来，元件性能降低得很少，而且，由于是单层膜层，能简化制造工艺，提高生产率。

p侧单层覆盖层的p型杂质的浓度可在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 的范围内，理想的是在 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围内，最好是在 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围内。如果杂质的浓度在上述范围内，可望获得良好的p型膜层。

其次，在本实施方案中，掺杂Mg的p侧GaN接触层9做成单层时，其成分应是不含In、Al的二元混晶的氮化物半导体。如果在单层的情况下含有In、Al，则不能获得与p电极11的良好的欧姆接触，发光效率低下。p侧接触层的膜厚应在0.001~0.5微米，理想的是0.01~0.3微米，最好是0.05~0.2微米。膜厚小于0.001微米时，如果是p型GaN覆盖层，就很容易发生电气短路，不能起接触层的作用。另外，由于要在三元混晶的GaN覆盖层上层叠成分不同的二元混晶的GaN接触层，如果反而将它的膜厚做成大于0.5微米，就很容易在p侧GaN接触层9中产生由于结晶之间的失配而形成的晶格缺陷，有结晶性下降的倾向。而且，接触层的膜厚越薄，V_f就越低，越能提高发光效率。此外，如果这种p型GaN接触层9的p型杂质是Mg，就很容易获得p型特性，而且也很容易获得欧姆接触。Mg的浓度应为 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ，理想的

00.09.11

是在 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3 \sim 3 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围内，最好是 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 左右。当 Mg 的浓度在这个范围内时，很容易获得良好的 p 型膜，而且能使 V_f 降低。

此外，n 电极 12 和 p 电极 11 是分别在 n 侧接触层 4 上和掺杂 Mg 的 p 侧 GaN 接触层 9 上形成的。n 电极 12 和 p 电极 11 的材料没有特别的规定，例如 n 电极 12 可使用 W/Al，p 电极 11 可使用 Ni/Au 等等。

实施方案 3

下面，参照图 5 说明本发明的实施方案 3。

如图 5 所示，本发明的实施方案 3 的氮化物半导体发光元件，例如，是在蓝宝石制成的基片 1 上通过缓冲层 202 后，依次形成第一 n 侧氮化物半导体层 203，第二 n 侧氮化物半导体层 204，第三 n 侧氮化物半导体层 205，有源层 7，p 侧覆盖层 108，以及 p 侧接触层 208。在本实施方案 3 中，在 p 侧接触层 208 的上面形成了透光性 p 电极 10，在 p 电极的一部分上形成了为粘结用的 p 垫板电极 11。此外，发光元件的侧面的一部分上露出了第二 n 侧氮化物半导体层 204，在该露出部分上形成了 n 电极 12。

如图 5 所示，在实施方案 3 的氮化物半导体发光元件中，由缓冲层 202，第一 n 侧氮化物半导体层 203，第二 n 侧氮化物半导体层 204，和第三 n 侧氮化物半导体层 205 构成了 n 侧区域 230；由 p 侧覆盖层 108 和 p 侧接触层 208 构成了 n 侧区域 240。

特别是，在本实施方案 3 中，p 侧接触层 208 具有由成分各不相同的第一种氮化物半导体膜 208a 和第二种氮化物半导体膜 208b 交替层叠起来的超晶格结构，在上述两种氮化物半导体层中至少第一种氮化物半导体膜 208a 的特征是含有 In。这样，构成 p 侧接触层 208 的上述两种氮化物半导体层中，至少第一种氮化物半导体膜 208a 是含有 In 的，而且，由于第一和第二种氮化物半导体膜 208a、208b 构成交替层叠的超晶格结构，所以能形成缺陷极少的，结晶性良好的 p 侧接触层 208。因此，与以往的不是超晶格结构的单层 InGaN 接触层相比，按上述方案形成的 p 侧接触层 208 本身的电阻值低，而且与 p 电极 10 的欧姆接触良好。

再进一步详细说明，在本实施方案中，p 侧接触层 208 可以用下面表 1 中所示的第一种氮化物半导体膜 208a 和第二种氮化物半导体膜 208b 组合起来构成。

00-09-11

表 1

	第一种氮化物半导体膜 208a	第二种氮化物半导体膜 208b
1	In _x Ga _{1-x} N	GaN
2	In _x Ga _{1-x} N	In _y Ga _{1-y} N (x>y)
3	In _x Ga _{1-x} N	Al _z Ga _{1-z} N (0<z<1)

在本实施方案 3 中，为了形成结晶缺陷少的第一种氮化物半导体膜 208a，表 1 中的 $In_xGa_{1-x}N$ 以设定为 $x < 0.5$ 为好，更好一些是设定为 $x < 0.4$ ，最好设定为 $x < 0.3$ 。

此外，在本发明中，p 型接触层的膜厚越厚，则厚度方向的电阻值越高，所以一般都小于 0.1 微米，更好一些是小于 500 Å，最好小于 200 Å。此外，构成 p 型接触层的第一和第二种氮化物半导体膜的膜厚应分别设定为 100 Å 以下，更好一些是 70 Å 以下，再好一些是 50 Å 以下，最好是 10~40 Å 的范围内。

构成 p 侧接触层 208 的第一种氮化物半导体膜 208a 和第二种氮化物半导体膜 208b 的膜厚之所以要设定在 100 Å 以下，是因为如果这两种膜的膜厚比 100 Å 厚的话，就超过了氮化物半导体层弹性变形的限度，很容易在膜层中产生微小的裂纹和结晶缺陷，不能有效地发挥它的超晶格结构的效果。此外，在本发明中，第一和第二种氮化物半导体膜 208a、208b 的膜层厚度至少在一层原子层以上，理想的是在 10 Å 以上。

此外，在本发明中，第一种氮化物半导体膜 208a 和第二种氮化物半导体膜 208b 的至少一种膜中要添加 Mg 之类的 p 型杂质，以使 p 侧接触层 208 在整体上显示导电性能。另外，在第一种氮化物半导体膜 208a 和第二种氮化物半导体膜 208b 两种膜中都掺杂 p 型杂质时，最好使一种氮化物半导体层中的 P 型杂质浓度高于另一种氮化物半导体层中杂质的浓度（以下称为变型掺杂）。

这样，在第一种氮化物半导体膜 208a 和第二种氮化物半导体膜 208b 中，由于一种膜的杂质浓度比另一种膜中的高，所以杂质浓度高的氮化物半导体层中产生的载流子就多，就能使杂质浓度低的另一种氮化物半导体层中的迁移率比这一种氮化物半导体层高。这样，由第一和第二种氮化物半导体膜 208a、208b 层叠起而成的超晶格结构层在整体上的载流子浓度和迁移率就能够很高，从而能降低 p 侧接触层 208 的电阻值。因

00-09-11

此，本实施方案 3 的氮化物半导体元件由于 p 侧接触层 208 中进行了上述变型掺杂，所以能在规定的电流值下降低正方向的电压。

此外，如上所述，在进行变型掺杂时，在一种氮化物半导体层中掺杂 p 型杂质的范围为 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ，而另一种氮化物半导体层中掺杂 p 型杂质的范围为 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ，而且希望掺杂 p 型杂质的量比上一种氮化物半导体层少。如果在氮化物半导体层中掺杂的 p 型杂质的量多于 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ，会使结晶性变坏，使电阻值升高，而且很难获得良好的欧姆接触。如果少于 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 则不能得到充分的载流子浓度，输出就会降低。

此外，在本发明的 p 侧接触层 208 中，可以把第一种氮化物半导体膜 208a 或第二种氮化物半导体膜 208b 中的任何一层膜布置在最上面，也可以用任何一层与 p 侧覆盖层 108 相接。不过，在本发明中，最好的结构是把含 In 的第一种氮化物半导体膜 208a 作为最上层，在第一种氮化物半导体膜 208a 的上面形成 p 电极。这样一来，就能减小 p 侧接触层 208 与 p 电极之间的欧姆接触电阻。

即，第一种氮化物半导体膜 208a 含有 In 的份量或者含有大量 In 的份量，它与第二种氮化物半导体膜 208b 相比，能使带隙减小，因而能使构成 p 电极的金属传导带下端的能量水平与第一种氮化物半导体膜 208a 的价电子带上端的能量水平的差减小，从而能减小欧姆接触电阻。

此外，在本实施方案 3 的氮化物半导体发光元件中，上述 p 型覆盖层希望具有由 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 < x \leq 1$) 构成的膜层，和由 $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ($0 < y \leq 1$) 构成的膜层交替层叠而成的超晶格结构。构成这种 p 型覆盖层的各层的膜厚以在弹性变形界限的 100\AA 以下为好，更好一些是 70\AA 以下，再好一些是 50\AA 以下，最好是 $10 \sim 40\text{\AA}$ 的范围内。借助于把这种 p 型覆盖层形成超晶格结构，就能够降低 p 型覆盖层的电阻值。另外，p 侧覆盖层 108 的整体膜厚以在 100\AA 以上，2 微米以下为好，更好一些是在 500\AA 以上，1 微米以下。由于设定了这样的膜厚，这种 p 侧覆盖层就能作为良好的载流子封闭层进行工作，而且整体的电阻值也比较低。

实施方案 4

如图 6A 所示，本发明的实施方案 4 的氮化物半导体元件与实施方案 3 不同之处在于，在 p 型接触层 208 中，进一步在第一种氮化物半导

00-09-11

体膜 208a 与第二种氮化物半导体膜 208b 之间形成成分梯度层 208c，其他都与实施方案 3 相同。此处，所谓成分梯度层 208c，是指当从第一种氮化物半导体膜 208a 的成分向第二种氮化物半导体膜 208b 的成分转化时，使成分在厚度方向慢慢地连续进行变化的膜层。例如，在第一种氮化物半导体膜 208a 的成分为 $In_xGa_{1-x}N$ ，第二种氮化物半导体膜 208b 的成分为 GaN 的情况下，成分梯度层 208c 的结构如图 6B 所示，从与第一种氮化物半导体膜 208a 相接的面，沿着厚度方向，到与第二种氮化物半导体膜 208b 相接的面，In 的成分比例 (x) 是逐渐减少的。不过，在本实施方案 4 中，只要求成分梯度层 208c 的成分比例是逐渐减小的就可以，不一定象图 6B 所示的那样，成分在厚度方向呈直线变化。

按照上述方案构成的实施方案 4 的氮化物半导体元件，由于在第一种氮化物半导体膜 208a 与第二种氮化物半导体膜 208b 的分界区上的成分并不是跳跃式变化的，在膜层生长时，能在第一种氮化物半导体膜 208a 和第二种氮化物半导体膜 208b 的分界区中防止特定元素的偏析。防止了特定元素的偏析的结果是，能够生长出结晶缺陷更少的第一种氮化物半导体膜 208a 和第二种氮化物半导体膜 208b。

在上述第一种氮化物半导体膜 208a 的成分为 $In_xGa_{1-x}N$ ，第二种氮化物半导体膜 208b 的成分为 GaN 的例子中，就能防止第一种氮化物半导体膜 208a 和第二种氮化物半导体膜 208b 之间的 In 的偏析，能改善结晶性。

实施方案 5

下面，参照图 8 中的图解式断面图说明本发明实施方案 5 的氮化物半导体元件。

如图 8 所示，实施方案 5 的氮化物半导体元件具有下述结构，即，在基片 1 上依次层叠了以下各膜层：缓冲层 102，非掺杂的 GaN 层 103，含 n 型杂质的接触层 4，由非掺杂的下层 305a，掺杂了 n 型杂质的中间层 305b 和非掺杂的上层 305c 这三层所组成的 n 侧第一多层膜层 305，由第一种氮化物半导体膜 306a 和第二种氮化物半导体膜 306b 构成的 n 侧第二多层膜层 306，多量子阱结构的有源层 7，由第三和第四种氮化物半导体膜组成的 p 侧多层膜覆盖层 108 或 p 侧单层膜覆盖层 108，以及掺杂 Mg 的 p 侧 GaN 接触层 9。还有，在 n 侧接触层 4 上和 p 侧 GaN 接

00.09.11

触层 9 上分别形成了 n 电极 12 和 p 电极 11。

在实施方案 5 的氮化物半导体元件中，由缓冲层 102，非掺杂的 GaN 层 103，含 n 型杂质的接触层 4，n 侧第一多层膜层 305，以及 n 侧第二多层膜层 306 构成了 n 侧区域 330，由 p 侧覆盖层 108，以及 p 侧 GaN 接触层 9 构成了 p 侧区域 340。

在本实施方案 5 中，基片 1 可以使用以蓝宝石 C 面、R 面或 A 面作为主面的蓝宝石，还有尖晶石 ($MgAl_2O_4$) 那样的绝缘性基片，以及 SiC(含 6H、4H、3C)、Si、ZnO、GaAs、GaN 等半导体基片。

在本实施方案 5 中，缓冲层 102 可使用 $Ga_d Al_{1-d} N$ (但 $0 < d \leq 1$) 制成的氮化物半导体，理想的是 Al 的比例尽量小，以便能显著改善结晶性，更好一些是用 GaN 制成的缓冲层 102。

缓冲层 102 的膜厚一般为 $0.002 \sim 0.5$ 微米，理想的是 $0.005 \sim 0.2$ 微米，更好一些是在 $0.01 \sim 0.02$ 微米的范围内。当缓冲层 102 的膜厚在上述范围内时，氮化物半导体的结晶形态良好，在缓冲层 102 上生长的氮化物半导体的结晶性也改善了。

缓冲层 102 的生长温度为 $200 \sim 900^\circ C$ ，理想的是在 $400 \sim 800^\circ C$ 的范围内。当生长温度在上述范围内时，能结晶成良好的多晶体，以这种多晶体作为种晶，能使在缓冲层 102 上生长的氮化物半导体具有良好的结晶性。

此外，这种在低温下生长起来的缓冲层 102 与基片的种类，生长的方法等无关。

其次，在本实施方案 5 中，非掺杂的 GaN 层 103 是在生长的过程中不添加 n 型杂质而生长起来的膜层。当在缓冲层 102 上生长非掺杂的 GaN 层 103 时，非掺杂的 GaN 层 103 的结晶性良好，在非掺杂的 GaN 层 103 上生长的 n 侧接触层 4 等的结晶性也很好。非掺杂的 GaN 层 103 的膜厚一般为 0.01 微米以上，理想的是 0.5 微米以上，更好一些是 1 微米以上。当膜厚在这个范围内时，n 侧接触层 4 以后的各层就能以良好的结晶性生长起来。另外，非掺杂的 GaN 层 103 的膜厚的上限没有特别的规定，可根据生产效率等因素进行调节。

其次，在本实施方案 5 中，含 n 型杂质的 n 侧接触层 4 所含 n 型杂质的浓度一般为 $3 \times 10^{18}/cm^3$ 以上，理想的是 $5 \times 10^{18}/cm^3$ 以上。当把掺

00.09.11

杂了这样多杂质的膜层作为 n 侧接触层时，能使 V_f 和阈值降低。当杂质的浓度超出上述范围时，会出现很难使 V_f 降下来的倾向。此外，当 n 侧接触层在 n 型杂质浓度很低，结晶性良好的非掺杂的 GaN 层 103 上形成时，都能形成良好的结晶性，而与具有高浓度的 n 型杂质无关。对 n 侧接触层 4 的 n 型杂质浓度的上限没有特别的限定，但希望在能保持接触层的功能的界限 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 以下。

n 侧接触层 4 的成分可由 $\text{In}_e \text{Al}_f \text{GaN}_{1-e-f}$ ($0 \leq e, 0 \leq f, e+f \leq 1$) 构成，其成分虽不必特别加讲究，但理想的是 GaN, f 值在 0.2 以下的 $\text{Al}_{1-e-f} \text{GaN}_e$ ，这样能很容易地获得结晶缺陷少的氮化物半导体层。N 侧接触层的膜厚虽没有特别的规定，但因为要形成 n 电极的膜层，一般为 1~20 微米，理想的是 0.5~10 微米，更理想的是 1~5 微米。当膜厚在上述范围内时，能降低电阻值，而且能使发光元件的 V_f 值降低。

此外，在后面说到的 n 侧第一多层膜层 305 形成厚膜的情况下，可以省略 n 侧接触层 4。

其次，在本实施方案 5 中，n 侧第一多层膜层 305 是由至少三层膜层构成的：从基片开始，非掺杂的下层 305a，掺杂 n 型杂质的中间层 305b，非掺杂的上层 305c。

构成 n 侧第一多层膜层 305 的各层，虽然各自单独一层时可能对耐静电压等元件特性没有什么直接影响，但当各层组合在一起形成 n 侧第一多层膜层 305 时，作为一个整体，就有了特有的功能，能显著提高元件的特性，特别是发光输出和耐静电压这两种性能。实际上，在最初制造把各层层叠起来的元件时，并没有想到会有这种效果，换言之，本发明是依靠这种预料之外的效果而完成的。

此外，n 侧第一多层膜层 305 上除了有上述下层 305a~上层 305c 以外，还可以有别的膜层。而且，n 侧第一多层膜层 305 既可以与有源层相接，也可以在它与有源层之间有其他的膜层。

构成下层 305a~上层 305c 的氮化物半导体可以采用由化学式 $\text{In}_g \text{Al}_h \text{GaN}_{1-g-h}$ ($0 \leq g < 1, 0 \leq h < 1$) 表示的各种成分的氮化物半导体，理想的是由 GaN 所构成的。此外，第一多层膜层 305 的各层的成分既可以相同，也可以不相同。

n 侧第一多层膜层 305 的膜厚虽没有特别的限定，通常为 175~

00.09.11

12000Å, 理想的是 1000~10000Å, 最好是 2000~6000Å。第一多层膜层 305 的膜厚在上述范围内时, 具有最适合的 V_f 和提高耐静电压性能的优点。

对具有上述范围膜厚的第一多层膜层 305 的膜厚的调节, 可以适当地调节下层 305a、中间层 305b 和上层 305c 各层的膜厚, 以使第一多层膜层 305 的总膜厚在上述范围内。

此外, 在本实施方案 5 中, 构成 n 侧第一多层膜层 305 的下层 305a、中间层 305b 和上层 305c 各层的膜厚虽没有特别的限制, 但, 本发明为了寻求各层膜厚的理想范围, 进行了以下各种试验研究。

(1) 测试 1

制作了下层 5a 膜厚为 3000Å, 中间层 5b 膜厚为 350Å, 而上层 5c 膜厚逐渐变化的 LED 元件, 对各种元件 (各种膜厚) 的正方向电压, 发光输出和耐静电压的特性进行了测定。

测定的结果示于图 9A 和图 9B 中。

(2) 测试 2

制作了下层 5a 膜厚为 3000Å, 上层 5c 膜厚为 50Å, 而中间层 5b 的膜厚逐渐变化的 LED 元件, 对各种元件 (各种膜厚) 的正方向电压, 发光输出和耐静电压的特性进行了测定。

测定的结果示于图 10A 和图 10B 中。

(3) 测试 3

制作了中间层 5b 膜厚为 350Å, 上层 5c 膜厚为 50Å, 而下层 5a 膜厚逐渐变化的 LED 元件, 对各种元件 (各种膜厚) 的正方向电压, 发光输出和耐静电压的特性进行了测定。

测定的结果示于图 11A 和图 11B 中。

在本次试验中所制作的各种 LED 元件, 除了 n 侧第一多层膜层的各层膜厚之外, 其他的制作条件都与下面的实施例 34 的条件相同。此外, 图 9A~图 11B 所显示的特性都是与实施例 34 相比较用的现有 LED 元件的相对值。另外, 在图 9A~图 11B 中, P_o 表示发光输出, V_f 表示正方向电压。

从以上的测试结果来看, 非掺杂的下层 5a 的膜厚为 100~10000Å, 理想的是 500~8000Å, 最好是 1000~5000Å, 如图 11A 与图 11B 所示,

非掺杂的下层 305a 的膜厚逐渐增厚时，耐静电压特性也随着上升，但在 10000 Å 附近， V_f 急剧上升；另一方面，随着膜厚的减薄， V_f 也下降，同时耐静电压特性也下降，在厚度小于 100 Å 时，随着耐静电压特性的下降，材料利用率也大幅度下降。

此外，因为考虑到下层 305a 能改善含有 n 型杂质的 n 侧接触层 4 的结晶性，所以它的膜厚应生长到能改善结晶性的程度为好。

掺杂了 n 型杂质的中间层 305b 的膜厚一般为 50~1000 Å，理想的是 100~500 Å，最好是 150~400 Å。这种掺杂了杂质的中间层 305b 在载流子浓度很大时对发光输出有比较大的作用，如果没有这个中间层，将会大大降低发光输出。然而，在图 10A 中显示了，即使在中间层 305b 的膜厚减小到 25 Å 左右时，发光输出也仍稍有下降，这是因为中间层 305b 的膜厚即便在 50 Å 时，考虑到不使发光输出下降，也在对其他层的膜厚进行调节的缘故。此外，如图 10A 所示，当膜厚超过 1000 Å 时，发光输出将大幅度地下降。另一方面，如图 10B 所示，单看耐静电压特性，当中间层 305b 的膜厚很厚时，耐静电压特性良好，而当膜厚小于 50 Å 时，耐静电压特性将大幅度下降。

非掺杂的上层 305c 的膜厚一般为 25~1000 Å，理想的是 25~500 Å，最好是 25~150 Å。这种非掺杂的上层 305c 在第一多层膜中与有源层相接，即与它最接近，对防止泄漏电流关系重大，当上层 305c 的膜厚不到 25 Å 时，泄漏电流有增加的倾向。另外，如图 9A 和 9B 所示，当上层 305c 的膜厚超过 1000 Å 时， V_f 将上升，而耐静电压特性将下降。

如上所述，下层 305a~上层 305c 各层的膜厚对于容易受到各层膜厚影响的元件的特性极为重要，更进一步，适当地组合下层 305a、中间层 305b 和上层 305c，将各层膜厚规定在上述范围内，能使元件的各种特性都大致均匀地达到良好的程度，特别是能使发光输出和耐静电压特性提高，能满足要求较高的标准，从而能获得更高的发光输出，进一步提高商品的可靠性。

此外，第一多层膜 305 各层膜厚的组合，可以根据随着发光波长的种类而改变的有源层的成分，电极和 LED 元件的形状等等各种条件进行调节，以求获得最良好的效果。借助于适当地在上述范围内组合各层的膜厚，能使与各层膜厚的组合有关的各种性能比以往的元件好，能获得

00.09.11

良好的发光输出和耐静电压特性。

构成上述多层膜层的各层的成分可以是以下式表示的成分： $In_g Al_h Ga_{1-g-h} N$ ($0 \leq g < 1$, $0 \leq h < 1$), 各层的成分可以相同, 也可以不同, 理想的是 In 和 Al 这两种成分的比例小些, 最好是用 GaN 构成的膜层。

上述第一多层膜层 305 的掺杂了 n 型杂质的中间层 305b 的 n 型杂质的掺杂量没有特别的规定, 但一般应含有的浓度为 $3 \times 10^{18}/cm^3$ 以上, 理想的是 $5 \times 10^{18}/cm^3$ 以上。对 n 型杂质的上限也没有特别的规定, 但应以不使结晶性过于恶化为限, 一般希望在 $5 \times 10^{21}/cm^3$ 以下。当第一多层膜层的中间层的杂质浓度在以上的范围内时, 对于提高发光输出和降低 V_f 都有良好的影响。

n 型杂质可选择周期表中的 IVB 族或 VIB 族元素中的 Si、Ge、Se、S、O 等, 理想的是选择 Si、Ge、S 作为 n 型杂质。

此外, 在上述第一多层膜层 305 的界面上, 在不妨碍各层和元件的功能的前提下, 每一层都可以兼作两种膜层使用。

其次, 在本实施方案 5 中, n 侧的第二多层膜层 306 是由含 In 的第一种氮化物半导体膜 306a, 和成分与第一种氮化物半导体膜 306a 不同的第二种氮化物半导体膜 306b 层叠而成的多层膜。上述第一种氮化物半导体膜 306a 以及第二种氮化物半导体膜 306b 中, 至少有一种的膜厚, 最好是两种膜的膜厚, 一般应在 100 \AA 以下, 理想的是在 70 \AA 以下, 最好是在 50 \AA 以下。由于减薄了膜厚, 多层膜层便成了超晶格结构, 多层膜层的结晶性好了, 所以能提高输出。

第一种氮化物半导体膜 306a 和第二种氮化物半导体膜 306b 中, 至少有一种膜的膜厚在 100 \AA 以下时, 薄膜层的厚度便在弹性临界膜厚以下, 能很好地结晶, 在它上面层叠起来的第一种氮化物半导体膜 306a 或者第二种氮化物半导体膜 306b 的结晶性就能够改善, 而且, 因为多层膜层整体的结晶性改善了, 元件的输出就能提高。

此外, 第一种氮化物半导体膜 306a 和第二种氮化物半导体膜 306b 的膜厚, 如果总共在 100 \AA 以下, 氮化物半导体单独一层的厚度就在弹性临界膜厚以下, 与生长成厚膜的情况, 以及第一种氮化物半导体膜 306a 和第二种氮化物半导体膜 306b 中的一种在 100 \AA 以下的情况相比, 能够生长成结晶性良好的氮化物半导体。此外, 当两种膜都在 70 \AA 以下时,

00-09-11

n 侧第二多层膜层 306 便成为超晶格结构，当在这种结晶性良好的多层膜结构上生长成有源层时，n 侧第二多层膜层 306 能起缓冲层那样的作用，有源层能以更好的结晶性生长起来。

在本实施方案 5 中，在 n 侧区域 330 中，当把以上所述的 n 侧第一多层膜层 305 和上述 n 侧第二多层膜层 306 组合在一起时，有望提高发光输出，降低 V_f 。其理由虽未定论，但可以认为是由于是在 n 侧第二多层膜层 306 上生长的有源层的结晶性良好所致。

此外，n 侧第二多层膜层 306 的上述第一种氮化物半导体膜 306a 和第二种氮化物半导体膜 306b 中至少一种的膜厚，可以与邻接的第一种氮化物半导体膜 306a 或第二种氮化物半导体膜 306b 的膜厚不同，也可以相同。理想的情况是以不同为好。

所谓与邻接层之间的厚度不同，意思是当第一种氮化物半导体膜 306a 和第二种氮化物半导体膜 306b 是由许多膜层层叠起来，成为多层膜层时，第二种氮化物半导体膜 306b（第一种氮化物半导体膜 306a）与夹着它的第一种氮化物半导体膜 306a（第二种氮化物半导体膜 306b）的膜厚互不相同。

例如，第一种氮化物半导体膜 306a 是 InGaN，第二种氮化物半导体膜 306b 是 GaN 时，在 GaN 层与 GaN 层之间的 InGaN 层的膜厚，随着它接近有源层而逐渐加厚，或者逐渐减薄，从而能在实际上形成折射率逐渐变化的膜层。即，能获得与实际上形成成分呈梯度变化的氮化物半导体同样的效果。因此，例如，对于象激光元件那样必须有光波导向通道的元件，由于在多层膜层中形成了光波导向通道，就能够调节激光的制式。

此外，第一种和第二种氮化物半导体膜中至少一种的Ⅲ族元素的成分可以与邻接的第一种或第二种氮化物半导体膜的成分不同，或者，也可以相同。理想的是，第一种氮化物半导体膜或者第二种氮化物半导体膜中至少一种的Ⅲ族元素的成分与邻接的第一种或第二种氮化物半导体膜的成分不同。所谓互相不同是指，在第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜（第一种氮化物半导体膜）的Ⅲ族元素成分的比例，与夹着它的第一种氮化物半导体膜（第二种氮化物半导体膜 106b）的Ⅲ族元素的成分的比例互相不同。

例如，当同一种III族元素的成分互相不同时，在第一种氮化物半导体膜用 $InGaN$ ，第二种氮化物半导体膜用 GaN 的情况下，使 GaN 层与 GaN 层之间的 $InGaN$ 层的 In 的成分随着接近有源层而逐渐增加，或者减少，以使多层膜层内部的折射率是变化的，于是就能在实际上形成成分呈梯度的氮化物半导体层。另外，随着 In 成分的减少，折射率也有减小的倾向。

例如，如图 8 所示，上述 n 侧第二多层膜层 306 在夹着有源层 7 的下部的 n 侧氮化物半导体层中，具有由含 In 的第一种氮化物半导体膜，以及成分与该第一种氮化物半导体膜不同的第二种氮化物半导体膜层叠而成的 n 侧第二多层膜层 306。在 n 侧第二多层膜层 306 中，第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜分别由至少一层以上的膜形成，共计在两层以上，理想的是在 3 层以上，最好是分别为至少两层层叠起来，总共在 4 层以上。

n 侧第二多层膜层 306 可以与有源层隔开形成，但最好是与有源层相接形成。在与有源层相接形成时，提高输出更容易些。

在 n 侧第二多层膜层 306 接在有源层上形成时，与有源层的最初形成的膜层（阱层，或者势垒层）相接的多层膜层既可以是第一种氮化物半导体膜，也可以是第二种氮化物半导体膜，不必特别讲究 n 侧第二多层膜层 306 的层叠次序。虽然在图 8 中 n 侧第二多层膜层 306 是接着有源层 7 形成的，但也可以在它们两者之间加入其他 n 型氮化物半导体所构成的膜层。

第一种氮化物半导体膜是含 In 的氮化物半导体，理想的是三元混晶的 $In_k Ga_{1-k} N$ ($0 < k < 1$)，更理想的是 k 值为 0.5 以下的 $In_k Ga_{1-k} N$ ，最好是 k 值为 0.2 以下的 $In_k Ga_{1-k} N$ 。另一方面，第二种氮化物半导体膜的成分只要与第一种氮化物半导体膜的成分不同就可以了，并没有特别的限制，但，为了生长成结晶性良好的第二种氮化物半导体膜，使它生长成带隙能量比第一种氮化物半导体膜大的，二元混晶或三元混晶的 $In_m Ga_{1-m} N$ ($0 \leq m < 1, m < k$) 最好它的成分是 GaN 。当第二种氮化物半导体为 GaN 时，就能生长成整体上的结晶性良好的多层膜层。理想的组合是，第一种氮化物半导体是 $In_k Ga_{1-k} N$ ($0 < k < 1$)，第二种氮化物半导体是 $In_m Ga_{1-m} N$ ($0 \leq m < 1, m < k$)，理想的是与 GaN 组合。最好的组合是第一种氮化物半

00.09.11

导体膜是 k 值小于 0.5 的 $\text{In}_k \text{Ga}_{1-k} \text{N}$ ，而第二种氮化物半导体膜是 GaN 的组合。

第一和第二种氮化物半导体膜可以两种都是非掺杂的，也可以是两种都是掺杂了 n 型杂质的，或者，只有其中的一种是掺杂杂质的（变型掺杂）。为了提高结晶性，最好是两种都不掺杂，其次是变型掺杂，再其次是两种都掺杂。如果是两种都掺杂的情况，那么第一种氮化物半导体膜中的 n 型杂质的浓度与第二种氮化物半导体膜中的 n 型杂质的浓度以不同为好。

此外，第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜中的任何一种中掺杂 n 型杂质，称为变型掺杂，借助于这种变型掺杂，很容易就能提高输出。

作为 n 型杂质，可选择 Si 、 Ge 、 Sn 、 S 等IV族或VI族元素，最好采用 Si 、 Sn 。

掺杂 n 型杂质时，杂质的浓度一般调节为 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 以下，理想的是调节在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下。如果多于 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ，氮化物半导体层的结晶性就变坏，反之，会使输出降低。在变型掺杂的情况下也是如此。

在本实施方案 5 中，多量子阱结构的有源层 7 是由含 In 和 Ga 的氮化物半导体形成的，理想的是由 $\text{In}_a \text{Ga}_{1-a} \text{N}$ ($0 \leq a < 1$) 形成，无论 n 型还是 p 型都可以，但是非掺杂能获得很强的带间发光，发光波长的半值幅度很窄。也可以在有源层 7 中掺杂 n 型和/或 p 型杂质。当在有源层 7 中掺杂 n 型杂质时，与非掺杂相比，带间发光强度能进一步增强。当在有源层 7 中掺杂 p 型杂质时，虽然能使峰值波长向比带间发光的峰值波长大约低 0.5eV 能量的一侧移动，但半值的幅度加宽了。当在有源层中掺杂 p 型和 n 型两种杂质时，能使有源层的发光强度比上述只掺杂 p 型杂质的还要更进一步增强。特别是当形成掺杂了 p 型掺杂剂的有源层时，因为也掺杂了 Si 之类的 n 型掺杂剂，有利于有源层的导电型在整体上呈 n 型。为了生长结晶性好的有源层，最好是非掺杂。

有源层 7 的势垒层和阱层的层叠次序不必特别讲究，从阱层开始到阱层终了，从阱层开始到势垒层终了，从势垒层开始到势垒层终了，或者从势垒层开始到阱层终了，都可以。阱层的膜厚一般在 100\AA 以下，理想的是 70\AA 以下，更理想的是 50\AA 以下。阱层膜厚的上限没有特别的

00.09.11

限制，一般要在一层原子层以上，理想的是 10\AA 以上。当阱层的膜厚超过 100\AA 时，将使输出难以提高。

另一方面，势垒层的厚度一般要在 2000\AA 以下，理想的是在 500\AA 以下，更理想的是在 300\AA 以下。势垒层膜厚的上限并没有特别的限制，一般在一层原子层以上，理想的是在 10\AA 以上。当势垒层在上述范围内时，就能很容易地提高输出。此外，对有源层 7 的整体膜厚也没有特别的限制，可以在考虑 LED 元件等所希望的波长之后，在调节势垒层和阱层的层叠层数和层叠顺序时，调整有源层 7 的总膜厚。

在本实施方案 5 中，p 侧覆盖层 8 是把带隙能量大的第三种氮化物半导体膜，和带隙能量比它小的第四种氮化物半导体膜层叠起来形成的，成为一种 p 型杂质浓度不同或相同的 p 型多层膜层，或者是含 p 型杂质的 $\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ ($0 \leq b \leq 1$) 构成的单层。

下面，首先说明 p 侧覆盖层 8 具有多层膜结构（超晶格结构）的 p 侧多层膜覆盖层的情况。

构成 p 侧多层膜覆盖层的多层膜层的第三种和第四种氮化物半导体膜的膜厚应小于 100\AA ，再好一些是小于 70\AA ，最好是小于 $10\sim 40\text{\AA}$ 。第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜的膜厚既可以相同，也可以不同。当多层膜结构中各层的膜厚在上述范围内时，氮化物半导体的各层膜厚都在弹性临界膜厚以下，与在厚膜上生长起来的情况相比，能生长成结晶性良好的氮化物半导体。此外，由于氮化物半导体层的结晶性良好，所以在添加了 p 型杂质的情况下，所获得的 p 层的载流子浓度大，电阻率小，易于降低元件的 V_f 和阈值。把这种膜厚的两种膜层一对一对地多次层叠起来，就形成了多层膜层。此外，p 侧多层膜覆盖层 108 总膜厚的调节可以通过调节第三种和第四种氮化物半导体层各层的膜厚，或者通过调节层叠的层数来调节。p 侧多层膜覆盖层 108 的总膜厚没有特别的规定，一般应小于 2000\AA ，再好一些是小于 1000\AA ，最好是小于 500\AA 。当总膜厚在上述范围内时，能提高发光输出，降低正方向电压 (V_f)。

第三种氮化物半导体膜一般希望用至少是含 Al 的氮化物半导体，最好是用 $\text{Al}_n\text{Ga}_{1-n}\text{N}$ ($0 < n \leq 1$) 生长起来的；第四种氮化物半导体膜最好是用 $\text{Al}_p\text{Ga}_{1-p}\text{N}$ ($0 \leq p < 1$ 、 $n > p$)、 $\text{In}_r\text{Ga}_{1-r}\text{N}$ ($0 \leq r \leq 1$) 那样的二元混晶、三元混

00.09.11.

晶的氮化物半导体生长起来。如果把 p 侧覆盖层 108 做成超晶格结构的 p 侧多层膜覆盖层, 就能够改善结晶性, 降低电阻率, 并且能降低 V_f 。

p 侧多层膜覆盖层 108 的多层膜层的第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜的 p 型杂质浓度是不同的, 一种膜层中的杂质浓度大, 另一种膜层中的杂质浓度小。与 n 侧的覆盖层 12 一样, 带隙能量大的第三种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度应大些, 而带隙能量小的第四种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度应小些, 或者最好不掺杂, 这样就能使阈值电压、 V_f 等降低。此外, 也可以与此相反。即, 带隙能量大的第三种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度小些, 而带隙能量小的第四种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度大些。

第三种氮化物半导体膜中的理想掺杂量可在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 的范围内调节, 最好是在 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 。如果少于 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$, 或者与第四种氮化物半导体膜的差别很小, 同样也有难以获得载流子浓度大的膜层的问题。如果大于 $1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$, 则会使结晶性变坏。另一方面, 第四种氮化物半导体膜的 p 型杂质的浓度应比第三种氮化物半导体膜的少些, 一般希望至少少 $1/10$ 以上。最好是不掺杂, 这样能获得迁移率很高的膜层, 但是因为膜厚薄, p 型杂质会从第三种氮化物半导体一侧扩散, 所以掺杂量希望在 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下。另外, 如果带隙能量大的第三种氮化物半导体膜中掺杂的 p 型杂质少, 而带隙能量小的第四种氮化物半导体膜中掺杂的 p 型杂质多, 情况也和上面相同。

p 型杂质可以选周期表中的 II A 族、II B 族元素, 例如 Mg、Zn、Ca、Be 等等, 最好用 Mg、Ca 等作为 p 型杂质。

还有, 在构成多层膜的氮化物半导体层中, 掺杂的杂质浓度高的膜层在厚度方向上靠近半导体层中心部分的杂质浓度高, 而靠近两侧的杂质浓度低(最好是非掺杂)时, 有望降低电阻率。

其次, 当 p 侧覆盖层是由含 p 型杂质的 $\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ ($0 \leq b \leq 1$) 形成的单层时, 这种单层膜覆盖层 8 的膜厚, 一般应小于 2000\AA , 再好一些是小于 1000\AA , 最好是小于 $500 \sim 100\text{\AA}$ 。当膜厚在上述范围内时, 能提高高发光输出, 降低 V_f ; p 侧单层膜覆盖层 8 的成分是 $\text{Al}_b\text{Ga}_{1-b}\text{N}$ ($0 \leq b \leq 1$)。

此外, 单层膜的覆盖层与上述多膜层结构的 p 侧覆盖层相比, 结晶

00·09·11

性虽然稍稍差一些，但可通过与上述 n 侧第一多层膜层的组合，以良好的结晶性生长起来，也能降低阈值和 V_f 。还有，把这样的单层膜层与其他膜层组合起来，元件性能降低得很少，而且，由于是单层膜层，能简化制造工艺，提高生产率。

p 侧单层覆盖层 8 的 p 型杂质的浓度可在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 的范围内，理想的是在 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 5 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围内，最好是在 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围内。如果杂质的浓度在上述范围内，可望获得良好的 p 型膜层。

其次，在本实施方案 5 中，掺杂 Mg 的 p 侧 GaN 接触层 9，其成分应是不含 In、Al 的二元混晶的氮化物半导体。如果含有 In、Al，则不能获得与 p 电极 11 的良好的欧姆接触，发光效率低下。p 侧接触层 9 的膜厚应在 0.001~0.5 微米，理想的是 0.01~0.3 微米，最好是 0.05~0.2 微米。膜厚小于 0.001 微米时，如果是 p 型 GaAIN 覆盖层，就很容易发生电气短路，不能起接触层的作用。另外，由于要在三元混晶的 GaAIN 覆盖层上层叠成分不同的二元混晶的 GaN 接触层，如果反而将它的膜厚做成大于 0.5 微米，就很容易在 p 侧 GaN 接触层 9 中产生由于结晶之间的失配而形成的晶格缺陷，有结晶性下降的倾向。而且，接触层的膜厚越薄， V_f 就越低，越能提高发光效率。此外，如果这种 p 型 GaN 接触层 9 的 p 型杂质是 Mg，就很容易获得 p 型特性，而且也很容易获得欧姆接触。Mg 的浓度应为 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ，理想的是在 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3 \sim 3 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 范围内，最好是 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 左右。当 Mg 的浓度在这个范围内时，很容易获得良好的 p 型膜，而且能使 V_f 降低。

此外，n 电极 12 和 p 电极 11 是分别在 n 侧接触层 4 上和掺杂 Mg 的 p 侧 GaN 接触层 9 上形成的。n 电极 12 和 p 电极 11 的材料没有特别的规定，例如 n 电极 12 可使用 W/Al，p 电极 11 可使用 Ni/Au 等等。

实施方案 6

下面，说明本发明的实施方案 6 的氮化物半导体元件。

本实施方案 6 的氮化物半导体元件是具有 n 型多层膜层和 p 型多层膜层的氮化物半导体，其基本构成与实施方案 1 相同，所以可适当参照图 1 进行说明。

实施方案 6 的氮化物半导体元件是在蓝宝石基片 1 上依次层叠了下

00-09-11

列各层：由 GaN 构成的缓冲层 2；非掺杂的 GaN 层 3；由掺杂了 Si 的 GaN 构成的 n 侧接触层 4；非掺杂的 GaN 层 5；n 型多层膜层 6；由 InGaN/GaN 多量子阱结构构成的有源层 7；p 型多层膜层 8；由掺杂了 Mg 的 GaN 构成的 p 型接触层 9。分别构成上述 n 型多层膜层 6 和 p 型多层膜层 8 的氮化物半导体的成分，以及层叠的层数，在 n 侧和 p 侧上是不同的，这一点与实施方案 1 不同。此外，本实施方案 6 的氮化物半导体元件中的 n 型多层膜层 6 和 p 型多层膜层 8 可以使用实施方案 1~5 中所说明的各种多层膜层。

图 1 中，用一层 n 型多层膜层作为 n 型氮化物半导体，用一层 p 型多层膜层作为 p 型氮化物半导体，而在 n 侧区域和 p 侧区域可分别设有 2 层多层膜层。例如，把上述非掺杂的 GaN 层 5 作为基片一侧的由非掺杂的氮化物半导体构成的下层，把由掺杂了 n 型杂质的氮化物半导体构成的中间层，以及由非掺杂的氮化物半导体构成的上层依次层叠起来，成为多层膜层，它的发光输出，Vf 和耐静电压特性都很好。这样，在 n 侧区域中具有两种 n 型多层膜层时，这两种 n 型多层膜层中的每一种都可以比 p 型多层膜层中的层数多。

首先说明多层膜层。

在本实施方案 6 中，n 型多层膜层 6 可以用成分不同的至少两种以上的氮化物半导体构成，理想的成分是 $Al_z Ga_{1-z} N$ ($0 \leq z < 1$) 【第一种氮化物半导体膜】和 $In_p Ga_{1-p} N$ ($0 < p < 1$) 【第二种氮化物半导体膜】这两种成分。

第一种氮化物半导体膜理想的成分是上述表示第一种氮化物半导体膜的化学式中 z 值尽量小的成分，它的结晶性好，更理想的是 z 值为 0 的成分，即 GaN。

此外，第二种氮化物半导体膜理想的成分是上述表示第二种氮化物半导体膜的化学式中 p 值在 0.5 以下的 $In_p Ga_{1-p} N$ ，更理想的是 p 值为 0.1 以下的 $In_p Ga_{1-p} N$ 。

在本发明中，第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜的理想组合是第一种氮化物半导体膜为 GaN，第二种氮化物半导体膜是 x 值为 0.5 以下的 $In_x Ga_{1-x} N$ 。

此外，由上述那些成分构成的 n 型多层膜层 6 分别由至少一层以上

的第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜形成，总共在两层以上或3层以上，理想的是分别由至少两层以上层叠而成，共计4层以上；最好是由分别7层以上层叠而成，共计14层以上。

第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜层叠的层数的上限没有特别的限制，例如可以在500层以下。如果超过500层时，层叠的时间就太长了，操作繁杂，元件的特性也将稍有下降。

构成n型多层膜层6的单层氮化物半导体层的膜厚没有特别的限制，但两种以上的氮化物半导体层中至少有一种单层的氮化物半导体层的膜厚在100Å以下，理想的是在70Å以下，更理想的是在50Å以下。

这样，由于构成n型多层膜层6的单层氮化物半导体层的膜厚做得很薄，多层膜层便形成了超晶格结构，由于多层膜层的结晶性好，就能提高输出。

在n型多层膜层6由第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜形成时，至少有一种膜的膜厚在100Å以下，理想的是在70Å以下，更理想的是在50Å以下。

当第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜中的至少一种膜的膜厚是100Å以下的薄膜层时，单层的氮化物半导体层的厚度都在弹性临界膜厚以下，结晶性良好。当在这种改善了结晶性的氮化物半导体层上再生长起膜厚在弹性临界膜厚以下的氮化物半导体来时，它的结晶性就更好了。由此可见，第一和第二种氮化物半导体膜的结晶性是随着层叠而改善的，结果，就改善了n型多层膜层6的整体结晶性。这样，由于n型多层膜层6的整体结晶性好，元件的发光输出提高了。

第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜的理想膜厚，一般为两种都在100Å以下，理想的是在70Å以下，更理想的是在50Å以下。

当构成n型多层膜层6的第一和第二种氮化物半导体膜的膜厚都在100Å以下时，单层的氮化物半导体层的膜厚就在弹性临界膜厚以下，与在厚膜上生长起来的情况相比，能生长成结晶性良好的氮化物半导体。

还有，当n型多层膜层6的第一和第二种氮化物半导体膜的膜厚都在70Å以下时，多层膜层便成了超晶格结构，结晶性良好，在这种结晶性良好的超晶格结构上生长起有源层时，n型多层膜层6能起缓冲层的作用，就能生长出结晶性良好的有源层来，

对 n 型多层膜层 6 的总膜厚没有特别的限制，一般在 $25\sim10000\text{ \AA}$ ，理想的是 $25\sim5000\text{ \AA}$ ，更理想的是 $25\sim1000\text{ \AA}$ 。当膜厚在这一范围内时，结晶性良好，元件的输出提高。

形成 n 型多层膜层 6 的位置没有特别的限制，与有源层 7 相接形成，或者与有源层 7 隔开形成都可以，但 n 型多层膜层 6 最好是与有源层 7 相接形成。

在 n 型多层膜层 306 接在有源层 7 上形成时，与有源层 7 的最初形成的膜层（阱层，或者势垒层）相接的构成多层膜层 6 的氮化物半导体层，既可以是第一种氮化物半导体膜，也可以是第二种氮化物半导体膜。构成这种 n 型多层膜层 6 的第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜的层叠顺序没有特别的限制。即，可以从第一种氮化物半导体膜开始层叠，以第一种氮化物半导体膜结束；可以从第一种氮化物半导体膜开始，以第二种氮化物半导体膜结束；也可以从第二种氮化物半导体膜开始，以第一种氮化物半导体膜结束；或者从第二种氮化物半导体膜开始，以第二种氮化物半导体膜结束。

在图 1 中，n 型多层膜层 6 是接在有源层 7 上形成的，但，如上所述，在 n 型多层膜层 6 离开有源层 7 形成时，在 n 型多层膜层 6 与有源层 7 之间，也可以形成用其他 n 型氮化物半导体构成的膜层。

在本实施方案 6 中，构成 n 型多层膜层 6 的单层的氮化物半导体层，例如第一和第二种氮化物半导体膜；既可以是非掺杂的，也可以是掺杂了 n 型杂质的。

在本实施方案 6 中，所谓非掺杂指的是，不是故意掺杂杂质的情况，例如，因相邻的氮化物半导体层的扩散而混入杂质的，在本发明中也称之为非掺杂。不过，因扩散而混入的杂质浓度在膜层内大都呈梯度分布。

在构成 n 型多层膜层 6 的单层氮化物半导体层是由第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜组成的情况下，第一和第二种氮化物半导体膜既可以都是非掺杂的，也可以两种都掺杂 n 型杂质，或者也可以两种之中的任何一种掺杂杂质。

在第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜的任何一种中掺杂 n 型杂质时；或者，两种都掺杂 n 型杂质而相邻的氮化物半导体层中的浓度不同时，称之为变型掺杂。借助于变型掺杂能使提高输出变得容

00.09.11

易。

此外，第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜两种都掺杂杂质时，相邻的单层氮化物半导体层中的杂质的浓度可以不同，也可以相同，但以不同为好。

为了提高结晶性，最好是非掺杂，其次是相邻的一种为非掺杂的变型掺杂，再其次是相邻两种都掺杂的变型掺杂。

此外，第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜中都掺杂 n 型杂质时，杂质浓度高的膜层可以是任何一种氮化物半导体膜。

对掺杂 n 型杂质时的杂质浓度没有特别的限制，一般是 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 以下，理想的是 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下，其下限是 $5 \times 10^{16}/\text{cm}^3$ 。如高于 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ ，氮化物半导体层的结晶性会变坏，反之，则会使输出降低。在变型掺杂的情况下也是如此。

在本发明中，理想的 n 型杂质可选择 IV 族、VI 族元素中的 Si、Ge、Sn、S 等，更理想的是 Si、Sn。

下面，说明 p 型多层膜层 8。

在本实施方案 6 中，p 型多层膜层 8 可以用成分不同的至少两种以上的氮化物半导体构成，理想的成分是 $\text{Al}_x \text{Ga}_{1-x} \text{N}$ ($0 < x < 1$)【第三种氮化物半导体膜】和 $\text{In}_y \text{Ga}_{1-y} \text{N}$ ($0 \leq y < 1$)【第四种氮化物半导体膜】这两种成分。

第三种氮化物半导体膜理想的成分是上述表示第一种氮化物半导体膜的化学式中 x 值在 0.5 以下的 $\text{Al}_x \text{Ga}_{1-x} \text{N}$ 。如果 x 超过 0.5，则结晶性变坏，有容易产生裂纹的倾向。

此外，第四种氮化物半导体膜理想的成分是上述表示第四种氮化物半导体膜的化学式中 y 值为 0 的 GaN。当 y 值为 0 时，整体结晶性良好，易于生长多层膜层。

在本实施方案 6 中，构成 p 型多层膜层 8 的氮化物半导体膜的理想组合是第三种氮化物半导体膜是 x 值为 0.5 以下的 $\text{Al}_x \text{Ga}_{1-x} \text{N}$ 与第四种氮化物半导体膜 GaN 的组合。

此外，由上述那些成分构成的 p 型多层膜层 8 分别由至少一层以上的第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜形成，总共在两层以上或 3 层以上，理想的是分别由至少两层以上层叠而成，共计 4 层以上。

第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜层叠的层数的上限没有特别的限制，但如考虑到层叠的时间等的制造工艺和元件特性等因素，可以选择 100 层以下。

对 p 型多层膜层 8 的总膜厚没有特别的限制，一般在 $25\sim10000\text{ \AA}$ ，理想的是 $25\sim5000\text{ \AA}$ ，更理想的是 $25\sim1000\text{ \AA}$ 。当膜厚在这一范围内时，结晶性良好，元件的输出提高。

另外，在本发明中，如果 P 型多层膜层 8 所形成的膜厚比上述范围内的膜厚薄，就容易使元件的 V_f 、阈值降低。

构成 p 型多层膜层 8 的单层氮化物半导体层的膜厚没有特别的限制，但两种以上的氮化物半导体层中至少有一种单层的氮化物半导体层的膜厚在 100 \AA 以下，理想的是在 70 \AA 以下，更理想的是在 50 \AA 以下。

这样，由于构成 p 型多层膜层 8 的单层氮化物半导体层的膜厚做得很薄，多层膜层便成了超晶格结构，由于多层膜层的结晶性好，在添加了 P 型杂质的情况下，能获得载流子浓度大，电阻率小的 p 层，很容易使元件的 V_f 和阈值降低。这样，就能以很少的电力获得很高的发光输出。

在 p 型多层膜层 8 由第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜形成时，至少有一种膜的膜厚在 100 \AA 以下，理想的是在 70 \AA 以下，更理想的是在 50 \AA 以下。

当第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜中的至少一种膜的膜厚是 100 \AA 以下的薄膜层时，单层的氮化物半导体层的厚度都在弹性临界膜厚以下，结晶性良好。当在这种改善了结晶性的氮化物半导体层上再生长起膜厚在弹性临界膜厚以下的氮化物半导体来时，它的结晶性就更好了。由此可见，第三和第四种氮化物半导体膜的结晶性是随着层叠而改善的，结果，就改善了 p 型多层膜层 8 的整体结晶性。这样，由于 p 型多层膜层 8 的整体结晶性好，在添加了 P 型杂质的情况下，能获得载流子浓度大，电阻率小的 p 层，很容易使元件的 V_f 和阈值降低。于是，就能以很少的电力获得很高的发光输出。

第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜的理想膜厚，一般为两种都在 100 \AA 以下，理想的是在 70 \AA 以下，更理想的是在 50 \AA 以下。

当构成 p 型多层膜层 8 的第三和第四种氮化物半导体膜的膜厚都在 100 \AA 以下时，单层的氮化物半导体层的膜厚就在弹性临界膜厚以下，与

在厚膜上生长起来的情况相比，能生长成结晶性良好的氮化物半导体。

此外，当 p 型多层膜层 8 的第三和第四种氮化物半导体膜的膜厚都在 70\AA 以下时，多层膜层便成为超晶格结构，结晶性很好，元件的 V_f 和阈值等等很容易降低，使得发光输出增加。

形成 p 型多层膜层 8 的位置没有特别的限制，与有源层 7 相接形成，或者与有源层 7 隔开形成都可以，但 p 型多层膜层 8 最好是与有源层 7 相接形成。P 型多层膜层 8 与有源层 7 相接形成时，容易提高发光输出。

在 p 型多层膜层 8 接在有源层 7 上形成时，与有源层 7 的最初形成的膜层（阱层，或者势垒层）相接的构成 P 型多层膜层 8 的氮化物半导体层，既可以是第三种氮化物半导体膜，也可以是第四种氮化物半导体膜。构成这种 p 型多层膜层 8 的第三种氮化物半导体层和第四种氮化物半导体膜的层叠顺序没有特别的限制。即，可以从第三种氮化物半导体膜开始层叠，以第三种氮化物半导体膜结束；可以从第三种氮化物半导体膜开始，以第四种氮化物半导体膜结束；也可以从第四种氮化物半导体膜开始，以第三种氮化物半导体膜结束；或者从第四种氮化物半导体膜开始，以第四种氮化物半导体膜结束。

在图 1 中，p 型多层膜层 8 是接在有源层 7 上形成的，但，如上所述，在 p 型多层膜层 8 离开有源层 7 形成时，在 p 型多层膜层 8 与有源层 7 之间，也可以形成用其他 p 型氮化物半导体构成的膜层。

此外，在本实施方案 6 中，第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜可以两种都是非掺杂的，也可以在任何一种中掺杂 p 型杂质，或者，也可以两种都掺杂 p 型杂质。

构成 p 型多层膜层 8 的第三和第四种氮化物半导体膜，在两种都是非掺杂的情况下，p 型多层膜层 8 的膜厚一般在 0.1 微米以下，理想的是 700\AA 以下，最好是在 500\AA 以下。当膜厚超过 0.1 微米时，就难以向有源层中注入空穴，有容易降低发光输出的倾向。此外，当膜厚超过 0.1 微米时，还有使非掺杂膜层的电阻值升高的倾向。

此外，在第三和第四种氮化物半导体膜中任何一种掺杂杂质，即所谓变型掺杂时，有容易提高发光输出的倾向。此外，在变型掺杂时，容易获得载流子浓度高的 p 层。

此外，第三和第四种氮化物半导体膜两种膜都掺杂 p 型杂质与只有

一种掺杂 p 型杂质的情况相比，由于能进一步增高载流子的浓度，所以 V_f 就能降低。在第三和第四种氮化物半导体膜两种都掺杂 p 型杂质的情况下，相邻两种氮化物半导体层的杂质浓度，既可以相同，也可以不相同（变型掺杂）。

在本实施方案 6 中，当在 p 型多层膜层 8 中掺杂 p 型杂质时，p 型杂质可在 Mg、Zn、Cd、Be、Ca 等 II 族元素中选择，理想的是 Mg、Be。

在掺杂 p 型杂质的情况下，杂质的浓度一般是 $1 \times 10^{22}/\text{cm}^3$ 以下，理想的是 $5 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 以下。如高于 $1 \times 10^{22}/\text{cm}^3$ ，氮化物半导体层的结晶性会变坏，有降低发光输出的倾向。对掺杂 p 型杂质的掺杂量的下限没有特别的限制，但一般应在 $5 \times 10^{16}/\text{cm}^3$ 以上。

下面，说明图 1 中所示的，除了 n 型多层膜层 6 和 p 型多层膜层 8 以外，构成元件的其他各层的构成，但本发明并不是仅限于此。

基片 1 可以用以 C 面、R 面或 A 面作为主面的蓝宝石，还有尖晶石 (MgAl_2O_4) 那样的绝缘性基片，以及 SiC (含有 6H、4H、3C)、Si、ZnO、GaAs、GaN 等半导体基片。

缓冲层 2 可用 $\text{Ga}_d\text{Al}_{1-d}\text{N}$ (但 d 在 $0 < d \leq 1$ 的范围内) 构成的氮化物半导体，理想的是 Al 的成分比例尽量小，以便显著改善结晶性，更理想的是用 GaN 构成的缓冲层。

缓冲层 2 的膜厚，一般在 $0.002 \sim 0.5$ 微米，理想的是 $0.005 \sim 0.2$ 微米，更理想的是 $0.01 \sim 0.02$ 微米。当缓冲层 2 的膜厚在上述范围内时，氮化物半导体的结晶形态良好，在缓冲层 2 上生长的氮化物半导体的结晶性可得到改善。

缓冲层 2 的生长温度一般为 $200 \sim 900^\circ\text{C}$ ，理想的是 $400 \sim 800^\circ\text{C}$ 。当生长温度在上述范围内时，结晶为良好的多晶体，以这种多晶体作为种晶，能使在缓冲层 2 上生长的氮化物半导体具有良好的结晶性。此外，这种在低温下生长起来的缓冲层 2 与基片的种类，生长的方法等的关系就可以忽略。

非掺杂的 GaN 层 3 可以在比原来生长成的缓冲层 2 更高的温度下，例如 $900^\circ\text{C} \sim 1100^\circ\text{C}$ 下生长，可以用 $\text{In}_f\text{Al}_g\text{Ga}_{1-f-g}\text{N}$ ($0 \leq f, 0 \leq g, f+g \leq 1$) 构成，其成分虽不必特别讲究，但理想的是 GaN，g 值在 0.2 以下的 $\text{Al}_g\text{Ga}_{1-g}\text{N}$ ，其结晶缺陷少，容易获得氮化物半导体层。此外，对于膜

厚也不必特别讲究，只要是比缓冲层更厚的厚膜，一般的膜厚在 0.1 微米以上。

由掺杂了 Si 的 GaN 构成的 n 型接触层 4 与非掺杂的 GaN 层一样，可用 $\text{In}_f \text{Al}_g \text{Ga}_{1-g} \text{N}$ ($0 \leq f, 0 \leq g, f+g \leq 1$) 构成，其成分虽不必特别讲究，但理想的是 GaN， g 值在 0.2 以下的 $\text{Al}_g \text{Ga}_{1-g} \text{N}$ ，其结晶缺陷少，容易获得氮化物半导体层。对于膜厚也不必特别讲究，但因为是形成 n 电极的膜层，所以希望生长成的膜厚在 0.1 微米以上。更进一步，希望把掺杂 n 型杂质的浓度提高到不致恶化氮化物半导体的结晶性那样的程度，即，希望在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上，而在 $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 以下的范围内。

非掺杂的 GaN 层 5 也和上面的一样，可以用 $\text{In}_f \text{Al}_g \text{Ga}_{1-g} \text{N}$ ($0 \leq f, 0 \leq g, f+g \leq 1$) 构成，其成分虽不必特别讲究，理想的是 GaN， g 值在 0.2 以下的 $\text{Al}_g \text{Ga}_{1-g} \text{N}$ ，或者是 f 值在 0.1 以下的 $\text{In}_f \text{Ga}_{1-f} \text{N}$ ，其结晶缺陷少，容易获得氮化物半导体层。由于生长成了这种非掺杂的 GaN 层，所以与在掺杂了高浓度杂质的 n 型接触层 4 上直接生长成下一层的情况不同，因为底层的结晶性良好，所以接着生长的 n 型多层膜层 6 就容易生长，使得 n 型多层膜层上的有源层 7 能更容易生长，而且结晶性良好。这样，在由非掺杂的氮化物半导体层构成的非掺杂的 GaN 层 3 上，层叠起由掺杂了高浓度杂质的氮化物半导体构成的 n 型接触层 4，接着再层叠起由非掺杂的氮化物半导体构成的非掺杂 GaN 层 5，再一次层叠成上述 n 型多层膜层 6 的结构，在做成 LED 元件时，就很容易使 V_f 下降。另外，在 n 型多层膜层 6 为非掺杂的情况下，可以省略非掺杂的 GaN 层 5。

此外，在本实施方案 6 中，可对上述非掺杂 GaN 层 5 进行变化，可做成与实施方案 5 一样的，由非掺杂的下层 305a、掺杂了 n 型杂质的中间层 305b、非掺杂的上层 305c 构成的多层膜层。

多层膜层是从基片一侧开始，层叠了非掺杂的下层 305a、掺杂了 n 型杂质的中间层 305b 和非掺杂的上层 305c 至少三层而构成的。在多层膜层上还可以有除以上三层之外的其他膜层。此外，多层膜层既可以与有源层相接，也可以在它与有源层之间加入其他膜层。

构成上述下层 305a～上层 305c 的氮化物半导体可以使用由 $\text{In}_h \text{Al}_h \text{Ga}_{1-g-h} \text{N}$ ($0 \leq g < 1, 0 \leq h < 1$) 表示的各种成分的氮化物半导体，理想的是由 GaN 所表示的成分的氮化物半导体。此外，多层膜层中各层的成

分既可以相同，也可以不同。

多层膜层的膜厚没有特别的限制，一般为 $175\sim 12000\text{\AA}$ ，理想的是 $1000\sim 10000\text{\AA}$ ，更理想的是 $2000\sim 6000\text{\AA}$ 。当多层膜层的膜厚在上述范围内时，能达到最适宜的 V_f ，提高耐静电压特性。

当要调节具有上述范围的膜厚的多层膜层的膜厚时，可适当调节下层 305a、中间层 305b 和上层 305c 各层的膜厚，以使多层膜层的总厚度在上述范围内。

构成多层膜层的下层 305a、中间层 305b 和上层 305c 各层的膜厚，并没有特别的限制，由于它们在多层膜层中层叠的位置对于元件的各种特性有影响，所以特别注意各层与元件性能关系大的特性，分别对两种膜层的膜厚固定不变，分阶段地改变剩下的那一层的膜厚，测试出特性在最好的范围内的膜厚，然后再调节各层的膜厚，以确定膜厚的特定范围。

多层膜层的各层，虽然有的对耐静电压特性没有直接影响，但是由于各层组合在一起成为多层膜层了，作为一个整体将对各种元件特性有良好的影响，同时，特别是对发光输出和耐静电压特性有显著的良好影响。

非掺杂的下层 305a 的膜厚一般为 $100\sim 10000\text{\AA}$ ，理想的是 $500\sim 8000\text{\AA}$ ，更理想的是 $1000\sim 5000\text{\AA}$ 。非掺杂的下层 305a 当膜厚逐渐增厚时，耐静电压也逐渐上升，但在 10000\AA 附近 V_f 急剧上升；另一方面，当膜厚减薄时， V_f 也随着降低，而且耐静电压特性降低得很多，在 100\AA 以下时，随着耐静电压的下降，材料利用率有大幅度下降的趋势。此外，由于考虑到上层 305a 对改善含 n 型杂质的 n 侧接触层 4 的结晶性下降有影响，所以最好让它的膜厚生长成能改善结晶性的良好程度。

掺杂了 n 型杂质的中间层 305b 的膜厚一般为 $50\sim 1000\text{\AA}$ ，理想的是 $100\sim 500\text{\AA}$ ，更理想的是 $150\sim 400\text{\AA}$ 。这种掺杂了杂质的中间层 305b 是在使载流子的浓度充分和发光输出有比较大的作用的膜层，如果没有形成这种膜层，则会产生发光输出显著下降的倾向。当膜厚超过 1000\AA 时，发光输出将大幅度下降，就很难成为商品了。当中间层 305b 的膜厚加厚时，耐静电压特性良好，在膜厚不到 50\AA 时，耐静电压特性将大幅度下降。

非掺杂的上层 305c 的膜厚一般为 $25\sim 1000\text{\AA}$ ，理想的是 $25\sim 500\text{\AA}$ 。

更理想的是 25~150Å。这种非掺杂的上层 305c 是在最接近第一多层膜层中的有源层上形成的，对于防止泄漏电流有很大关系，如果上层 305c 的膜厚不到 25 Å，泄漏电流就有增大的倾向。此外，当上层 305c 的膜厚超过 1000Å 时，就有 VF 上升，而耐静电压特性下降的倾向。

如上所述，对下层 305a~上层 305c 各层膜厚的变化，是要注意它对元件特性有很大的影响，更进一步，在组合下层 305a~上层 305c 时，可以借助于规定各层的膜厚，使元件的各种特性都提高，特别是能提高发光输出和耐静电压特性，从而能获得很好的发光输出和很高的耐静电压特性，达到进一步提高商品的可靠性的目的。

此外，多层膜层中各层膜厚的组合，可根据因发光波长的种类而变化的有源层的成分，电极，LED 元件的形状等各种条件进行调节，以期取得最良好的效果。借助于适当地组合各层在上述范围内的膜厚，可使与各层膜厚的组合有关的性能，达到与以往的相比好得多的发光输出和耐静电压特性。

构成多层膜层的各层 305a、305b、305c 的成分可以是用 $In_xAl_{1-x}N$ ($0 \leq x < 1$ 、 $0 \leq n < 1$) 表示的成分，各层的成分可以相同，也可以不同，理想的是 In 和 Al 的比例小的的成分，更理想的是由 GaN 构成的膜层。

上述掺杂 n 型杂质的中间层 305b 中掺杂杂质的量没有特别的限制，浓度一般为 $3 \times 10^{18}/cm^3$ 以上，理想的是 $5 \times 10^{18}/cm^3$ 以上。n 型杂质的上限虽没有特别的限制，但以不使结晶性过于恶化的程度为限，一般希望在 $5 \times 10^{21}/cm^3$ 以下。当第一种多层膜层的中间层的杂质浓度在上述范围内时，可提高发光输出和降低 VF。

可选为 n 型杂质的是周期表 IVB 族、VIB 族中的 Si、Ge、Se、S、O 等元素，理想的是以 Si、Ge、S 作为 n 型杂质。

此外，在多层膜层的界面上，两边的膜层要在兼顾不妨害各层的功能和元件的功能的范围内。

其次，有源层 7 至少是含 In 的氮化物半导体，理想的是含有 $In_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq x < 1$) 的，具有阱层的单量子阱结构，或者是多量子阱结构。

有源层 7 的层叠次序，可以是以阱层开始以阱层结束，可以是以阱层开始以势垒层结束，或者，以势垒层开始以阱层结束，层叠的顺序不必特别讲究。阱层的膜厚一般为 100Å，理想的是 70Å 以下，更理想的是在

50Å 以下。当比 100Å 更厚时，有难以提高输出的倾向。另一方面，势垒层的厚度一般在 300Å 以下，理想的是在 250Å 以下，最好是在 200Å 以下。

其次，由掺杂了 Mg 的 GaN 构成的 p 型接触层 9 也和以上的相同，可由 $\text{In}_f \text{Al}_g \text{Ga}_{1-f-g} \text{N}$ ($0 \leq f, 0 \leq g, f + g \leq 1$) 构成，其成分虽没有特别的讲究，但如果是理想的 GaN，很容易获得结晶缺陷少的氮化物半导体层，而且很容易获得与 p 电极材料良好的欧姆接触。

此外，在本发明中所使用的 p 电极和 n 电极，没有特别的限制，可以使用以往公知的电极，例如在下面实施例中所列举的电极。

实施例

下面，说明本发明的实施例，但本发明并不仅限于以下的这些实施例。

实施例 1。

实施例 1 如图 1 所示，它是与本发明的实施方案 1 联系在一起的实施例。

本实施例 1 中，由蓝宝石 (C 面) 做成的基片 1 放置在 MOVPE 的反应容器内，在通入氢气的过程中，使基片的温度上升到 1050°C，在对基片进行清理后，形成以下各膜层。此外，基片 1 还可以使用除 C 面以外的 R 面或 A 面作为主面的蓝宝石，还可以使用尖晶石 (MgAl_2O_4) 那样的绝缘性基片，以及 SiC (含有 6H、4H、3C)、Si、ZnO、GaAs、GaN 等半导体基片。

(第一种缓冲层 2)

接着，把温度下降到 510°C，用氢气作为载流子气体，用氨和 TMG (三甲基镓) 作为原料气体，在基片 1 上生长成膜厚大约 200Å 的，由 GaN 形成的缓冲层 202。在这样低温下生长成的第一种缓冲层 2，可忽略与基片种类，生长方法等的关系。

(第二种缓冲层 3)

第一种缓冲层 2 生长成之后，只停止供应 TMG，将温度升高到 1050°C。达到 1050°C 后，同样用氨气和 TMG (三甲基镓) 作为原料气体，生长成由非掺杂的 GaN 形成的，膜厚为 1 微米的第二种缓冲层 3。第二种缓冲层 3 是在温度比原来生长成第一种缓冲层 2 的温度高的高温下，

例如 $900^{\circ}\text{C} \sim 1100^{\circ}\text{C}$ 下生长的，它可以由 $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$) 构成，其成分虽不必特别讲究，但如果是理想的 GaN ， x 值在 0.2 以下的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 时，就很容易获得结晶缺陷少的氮化物半导体层。此外，膜厚不必特别讲究，但要比缓冲层厚，通常膜厚要在 0.1 微米以上。

(n 侧接触层 4)

接着，在 1050°C 下同样用氨气和 TMG (三甲基镓) 作为原料气体，用硅烷气体作为杂质气体，生长成 3 微米厚的，由掺杂了浓度为 $3 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 形成的 n 侧接触层。这种 n 侧接触层 4 也和第二种缓冲层 3 一样，可由 $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$) 构成，其成分虽不必特别讲究，但如果是理想的 GaN ， x 值在 0.2 以下的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ 时，就很容易获得结晶缺陷少的氮化物半导体层。膜厚不必特别讲究，但因为是形成 n 电极的膜层，所以希望生长成的膜厚在 0.1 微米以上。更进一步，掺杂 n 型杂质的浓度希望尽量的高，但以不使氮化物半导体的结晶性能恶化为限，一般的范围希望在 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上， $5 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 以下。

(第三种缓冲层 5)

接着，只停止供应硅烷气体，同样，在 1050°C 下生长成膜厚为 100\AA 的，由非掺杂的 GaN 构成的第三种缓冲层 5。这种第三种缓冲层 5 也可以由 $\text{In}_x\text{Al}_y\text{Ga}_{1-x-y}\text{N}$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$) 构成，其成分虽不必特别讲究，但如果是理想的 GaN ， x 值在 0.2 以下的 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ，或者是 y 值在 0.1 以下的 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ 时，就很容易获得结晶缺陷少的氮化物半导体层。借助于生长成这种非掺杂的 GaN 层，它与直接在掺杂了高浓度杂质的 n 侧接触层 4 上生长起来的有源层不同，由于底下部分的结晶性好，接着生长的氮化物半导体的生长就很容易。这样，在由非掺杂的氮化物半导体层构成的第二种缓冲层 3 上，层叠上由掺杂了高浓度 n 型杂质的氮化物半导体构成的 N 侧接触层 4，接着再层叠上由非掺杂的氮化物半导体 (也包含 n 侧多层膜层) 构成的第三种缓冲层 5，当具有这三层结构时，如果做成 LED 元件，就很容易使 V_f 下降。另外，在 n 侧多层膜层 6 为非掺杂的情况下，还可以省略第三种缓冲层 5。

(n 侧多层膜层 6)

接着，把温度降到 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长成由非掺杂的

00-09-11

$\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$ 构成的，厚度为 25\AA 的第一种氮化物半导体膜，接着升高温度，在其上生长厚度为 25\AA 的，由 GaN 构成的第二种氮化物半导体膜。然后，反复重复以上的操作，交错地把第一种和第二种氮化物半导体膜各层叠 10 层，成为膜厚为 500\AA 的超晶格结构的 n 侧多层膜层。

(有源层 7)

接着，生长成膜厚为 200\AA 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C ，使用 TMG 、 TMI 、氨，生长成膜厚为 30\AA 的由非掺杂的 $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{N}$ 构成的阱层。然后，按照势垒层 + 阵层 + 势垒层 + 阵层……+ 势垒层这样的顺序，把 5 层势垒层和 4 层阵层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1120\AA 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。层叠的顺序没有特别的讲究，可以是以阵层开始以阵层结束，可以是以阵层开始以势垒层结束，或者，以势垒层开始以阵层结束，等等。阵层的膜厚一般在 100\AA 以下，理想的是 70\AA 以下，最好是调节在 50\AA 以下。如果超过 100\AA ，有难以提高输出的倾向，另一方面，势垒层的厚度一般在 300\AA 以下，理想的是在 250\AA 以下，最好是调节在 200\AA 以下。

(p 侧多层膜层 8)

其次，使用 TMG 、 TMA 、氨、 Cp2Mg (环戊二烯合镁)，生长成膜厚为 25\AA 的，由掺杂 Mg 的浓度达 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 p 型 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 构成的第三种氮化物半导体膜。接着，停止 Cp2Mg 、 TMA ，生长成膜厚为 25\AA 的，由非掺杂的 GaN 构成的第四种氮化物半导体膜。然后，反复重复以上的操作，交替地层叠 4 层上述第三种和第四种氮化物半导体膜，使其生长成膜厚为 200\AA 的，由超晶格结构构成的 p 侧多层膜层 8。

(p 侧接触层 9)

接着，在 1500°C 下，使用 TMG 、氨、 Cp2Mg ，生长成膜厚为 700\AA 的，由掺杂 Mg 的浓度为 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 的 p 型 GaN 构成的 p 侧接触层 208。p 侧接触层 208 也可以由 $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$) 构成，其成分不必特别讲究，当采用理想的 GaN 时，容易获得结晶缺陷少的氮化物半导体层，而且容易得到与 p 电极材料良好的欧姆接触。

反应结束后，使温度下降到室温，再把晶片置于反应容器内，在氮气氛围中，在 700°C 下进行退火，使 P 型氮化物半导体层的电阻进一步降低。

退火之后，把晶片从反应容器中取出，在最上面一层的 p 侧接触层 9 的表面上形成预定形状的膜片，在 RIE（反应性离子刻蚀）装置中从 p 侧接触层开始刻蚀，如图 1 所示，使 n 侧接触层 4 的表面露出来。

刻蚀之后，在最上层的 p 侧接触层的几乎整个表面上形成膜厚为 200Å 的，含有 Ni 和 Au 的透光性 p 电极 10，再在该 p 电极上形成膜厚为 0.5 微米的，由粘结用的 Au 构成的 p 衬垫电极 11。另一方面，在由于刻蚀而暴露出来的 n 侧接触层 4 的表面上形成含 W 和 Al 的 n 电极 12，就成为 LED 元件了。

这种 LED 元件在正方向电压 20mA 下，能显示 520nm 的纯绿色光，而 V_f 只有 3.2V，与以往的多量子阱结构的 LED 元件相比， V_f 降低了 0.8V，输出提高了两倍以上。因此，能获得与以往的 10mA 的 LED 元件大致同样特性的 LED。

在本实施例中，构成 n 侧多层膜层的第二种氮化物半导体膜是由 GaN 构成的，但也可以用其他的 $In_x Al_{1-x} N$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$)，理想的也可以用 In 的成分比第一种氮化物半导体少的 InGaN 构成。此外，构成 p 侧多层膜层的第四种氮化物半导体膜是由 GaN 构成的，但也可以用其他的 $In_x Al_{1-x} N$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$)，理想的也可以用 Al 的成分比第三种氮化物半导体少的 AlGaN 构成。

以往的 LED 元件的构成是在由 GaN 构成的第一缓冲层上面一次层叠下列各膜层而成的：由非掺杂的 GaN 形成的第二缓冲层，由掺杂 Si 的 GaN 形成的 n 侧接触层，由与实施例 1 一样的多量子阱结构形成的有源层，单层的掺杂了 Mg 的 $Al_{0.1} Ga_{0.9} N$ 层，由掺杂了 Mg 的 GaN 形成的 p 侧接触层。

实施例 2

实施例 2 是如图 2 所示的 LED 元件。这个实施例的 LED 元件，是在实施例 1 中，除了不生长第三种缓冲层 5，而且也不将 p 侧多层膜层 8 做成超晶格结构，把由掺杂了 Mg 的，浓度为 $5 \times 10^{19}/cm^3$ 的 p 型 $Al_{0.1} Ga_{0.9} N$ 层所构成的 p 侧覆盖层 108 生长成 200Å 的膜厚之外，其他都相同，制成 LED 元件时，同样在 20mA 下， V_f 显示了 3.3V 非常良好的值，输出也提高了 1.8 倍以上。

实施例 3

在实施例 1 中，在生长 n 侧多层膜层 6 的过程中，只有第二种氮化物半导体膜做成掺杂了浓度为 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN。此外，除了不将 p 侧多层膜层做成超晶格结构，把由掺杂了 Mg 的，浓度为 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 p 型 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层所构成的 p 侧覆盖层 108 生长成 200Å 的膜厚之外，其他都相同，制成 LED 元件时，能获得具有与实施例 2 几乎同样的特性的 LED 元件。

实施例 4

在实施例 1 中，在生长 n 侧多层膜层 6 的过程中，把第一种氮化物半导体膜做成掺杂了浓度为 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 $\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}$ 的膜层，把第二种氮化物半导体膜做成掺杂了浓度为 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN。此外，除了不将 p 侧多层膜层做成超晶格结构，把由掺杂了 Mg 的，浓度为 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 p 型 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层做成 p 侧覆盖层 108 之外，其他都相同，制成 LED 元件时，显示了在 20mA 下 V_f 为 3.4V，输出也提高了 1.5 倍以上的优良特性。

实施例 5

在实施例 1 中，除了不生长第三缓冲层 5，而且在 p 侧多层膜层 8 生长的过程中，生长成在第四种氮化物半导体膜中掺杂了浓度为 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 Mg 的 p 型 GaN 层之外，其他都一样，制成 LED 元件时，能获得几乎与实施例 1 有同样特性的 LED 元件。

实施例 6

在实施例 1 中，除了不生长第三种缓冲层 5，而且在 p 侧多层膜层 8 生长的过程中，交替层叠了各两层第三种氮化物半导体膜和第四种氮化物半导体膜，前者是由非掺杂的 $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 构成，每层膜厚为 25Å；后者由非掺杂的 GaN 构成，每层膜厚为 25Å，总膜厚为 100Å 之外，其他都相同，制成 LED 元件时，能获得大致与实施例 4 同样特性的 LED 元件。

实施例 7

在实施例 1 中，在使 n 侧多层膜层 6 生长的过程中，使由非掺杂的 $\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$ 形成的第一种氮化物半导体膜生长到 50Å，接着使由非掺杂的 GaN 形成的第二种氮化物半导体膜生长到 25Å。然后，使非掺杂的 $\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$ 形成的膜层生长到 45Å，再使非掺杂的 GaN 层生长到 25Å，

然后，使非掺杂的 $In_{0.03} Ga_{0.97} N$ 层生长到 40\AA 。这样，每次都使第一种氮化物半导体膜的生长减少 5\AA ，一直到只生长 5\AA 为止。将第一种膜层与第二种膜层如此交替生长，每一种膜层各层叠 10 层，形成了超晶格结构的 n 侧多层膜，总计膜厚为 525\AA 。

另一方面，同样在实施例 1 中，在使 p 侧多层膜层 8 生长的过程中，使由掺杂了浓度为 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 Mg 的 p 型 $Al_{0.05} Ga_{0.95} N$ 形成的第三种氮化物半导体膜生长到 40\AA ，接着使由非掺杂的 GaN 形成的第四种氮化物半导体膜生长到 25\AA ，再使由掺杂同样浓度的 Mg 的 p 型 $In_{0.05} Ga_{0.95} N$ 层生长到 35\AA ，再使非掺杂的 GaN 层生长到 25\AA 。这样，每次都使第三种氮化物半导体膜的生长减少 5\AA ，一直到只生长 20\AA 为止。将第三种膜层与第四种膜层如此交替生长，每一种膜层各层叠 5 层，形成了超晶格结构的 p 侧多层膜，总计膜厚为 275\AA 。

其他都与实施例 1 相同，这样，在制成 LED 元件时，就能获得与实施例 1 大致相同的特性。在本实施例中，虽然只提到使构成 n 侧多层膜层 6 的第一种氮化物半导体膜的膜厚变化，但如果使第二种氮化物半导体膜的膜厚变化，也能得到同样的效果。此外，上面虽然只提到使构成 p 侧多层膜层 8 的第三种氮化物半导体膜的膜厚变化，但如果使第四种氮化物半导体膜的膜厚变化，也能得到同样的效果。

实施例 8

在实施例 1 中，在使 n 侧多层膜层 6 生长的过程中，使由非掺杂的 $In_{0.03} Ga_{0.97} N$ 形成的第一种氮化物半导体膜生长到 25\AA ，接着使由非掺杂的 GaN 形成的第二种氮化物半导体膜生长到 25\AA 。然后，使 In 的浓度稍大的 $InGaN$ 层生长 25\AA ，再使非掺杂的 GaN 层生长 25\AA 。这样，在第一种氮化物半导体膜的 In 的成分逐渐增加的情况下，使第一种膜层与第二种膜层交替生长，每一种膜层各层叠 10 层，并使最后的一层是由 $In_{0.03} Ga_{0.97} N$ 形成的第一种膜层，形成了总膜厚为 500\AA 的 n 侧多层膜层。

另一方面，同样在实施例 1 中，在使 p 侧多层膜层 8 生长的过程中，使由掺杂了浓度为 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 Mg 的 p 型 $Al_{0.05} Ga_{0.95} N$ 形成的第三种氮化物半导体膜生长到 25\AA ，接着使由非掺杂的 GaN 形成的第四种氮化物半导体膜生长到 25\AA ，再使由掺杂同样浓度的 Mg，但 Al 的成分稍多的 p 型 $In_{0.05} Ga_{0.95} N$ 层生长 25\AA ，再使非掺杂的 GaN 层生长 25\AA 。这样，

在第三种氮化物半导体膜的 Al 的成分逐渐增加的情况下，将第三种膜层与第四种膜层如此交替生长，每一种膜层各层叠 4 层，最后的一层为由 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 形成的第三种膜层，形成了总膜厚为 200Å 的 p 侧多层膜。

其他都与实施例 1 相同，这样，在制成 LED 元件时，就能获得与实施例 1 大致相同的特性。在本实施例中，虽然只提到使构成 n 侧多层膜层 6 的第一种氮化物半导体膜的 III 族元素的成分变化，但如果第二种氮化物半导体膜是三元混晶或四元混晶的氮化物半导体，也能得到与变化 III 组元素的成分同样的效果。此外，上面虽然只提到使构成 p 侧多层膜层 8 的第三种氮化物半导体膜的 III 族元素的成分变化，但如果第四种氮化物半导体膜是三元混晶或四元混晶的氮化物半导体，也能得到与变化 III 族元素的成分同样的效果。

实施例 9

在实施例 7 中，除了 p 侧多层膜层 8 不是多层膜层，而是生长成由掺杂了浓度为 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 Mg 的 p 型 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层构成的 p 侧覆盖层 108，其膜厚为 200Å，其他都相同，在制成 LED 元件时，可获得具有与实施例 2 大致相同的特性的 LED 元件。

实施例 10

在实施例 8 中，除了 p 侧多层膜层 8 不是多层膜层，而是生长成由掺杂了浓度为 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 Mg 的 p 型 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层构成的 p 侧覆盖层 108，其膜厚为 200Å，其他都相同，在制成 LED 元件时，可获得具有与实施例 2 大致相同的特性的 LED 元件。

实施例 11

在实施例 8 中，构成 n 侧多层膜的第一种氮化物半导体的 In 的成分的变化与实施例 8 相反，而且，构成 p 侧多层膜的第三种氮化物半导体的 Al 的成分的变化也相反。即第一种氮化物半导体膜中的 In 的成分越接近有源层越少，第三种氮化物半导体膜中的 Al 的成分越离开有源层越少，其他都一样，在制成 LED 元件时，能获得大致与实施例 8 具有同样特性的 LED 元件。

实施例 12

在实施例 1 中，除了在使 n 侧多层膜层 6 生长的过程中，使由非掺杂的 $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 形成的第一种氮化物半导体膜生长到 25Å，接着使由非

00·09·11

掺杂的 $In_{0.05} Ga_{0.95} N$ 形成的第二种氮化物半导体膜生长到 25\AA 之外，其他都与实施例 1 相同，在制成 LED 元件时，能获得大致与实施例 1 具有同样特性的 LED 元件。

实施例 13

在实施例 1 中，除了在使 p 侧多层膜层 8 生长的过程中，使由掺杂了 Mg 的 $Al_{0.05} Ga_{0.95} N$ 形成的第一种氮化物半导体膜生长到 25\AA ，接着使由非掺杂的 $In_{0.1} Ga_{0.9} N$ 形成的第二种氮化物半导体膜生长到 25\AA 之外，其他都与实施例 1 相同，在制成 LED 元件时，能获得大致与实施例 1 具有同样特性的 LED 元件。

实施例 14

在实施例 1 中，除了在使 n 侧多层膜层 6 生长的过程中，使由非掺杂的 $In_{0.03} Ga_{0.97} N$ 形成的第一种氮化物半导体膜生长到 25\AA ，接着使由非掺杂的 GaN 形成的第二种氮化物半导体膜生长到 25\AA 之外，即除了在实施例 1 中使第一种氮化物半导体膜的膜厚生长到 200\AA 之外，其他都与实施例 1 相同，在制成 LED 元件时，能获得大致与实施例 1 具有同样特性的 LED 元件。

实施例 15

在实施例 1 中，在使 p 侧多层膜层 8 生长的过程中，使由掺杂了 Mg 的 p 型 $Al_{0.05} Ga_{0.95} N$ 形成的第一种氮化物半导体膜生长到 200\AA 之外，其他都与实施例 1 相同，在制成 LED 元件时，能获得大致与实施例 1 具有同样特性的元件。

实施例 16

本发明的实施例 16 的氮化物半导体元件为如图 3 所示的，在 p 侧区域 80 和 n 侧区域 70 之间有有源层 56 的激光二极管。

本实施例 16 的激光二极管是在 80 微米厚的 GaN 基片 50 上生长以下各层而制成的：

- (1) 由 3 微米厚的掺杂了 Si 的 GaN 所形成的 n 型 GaN 层 52；
- (2) 0.1 微米厚的 $In_{0.1} Ga_{0.9} N$ 层 53；
- (3) 由 $In_x Ga_{1-x} N$ / n 型 GaN 形成的超晶格结构的 n 侧覆盖层 54；
- (4) 掺杂了 Si 的 0.1 微米厚的 n 型 GaN 光导向层 55；
- (5) $In_{0.4} Ga_{0.6} N$ / $In_{0.02} Ga_{0.98} N$ 多量子阱结构的有源层 56；

(6)掺杂了 Mg 的，厚度为 200Å 的 $In_{0.2}Ga_{0.8}N$ 层 57；

(7)掺杂了 Mg 的，厚度为 0.1 微米的 p 型 GaN 光导向层 58；

(8)由 Al, $Ga_{1-x}N$ /p 型 GaN 形成的超晶格结构的 p 侧覆盖层 59；

(9)掺杂了 Mg 的，厚度为 0.05 微米的 p 型 GaN 光导向层 60。

另外，n 侧覆盖层 54 是由厚度为 25Å 的掺杂了 Si 的 GaN 层，和厚度为 25Å 的非掺杂的 $In_xGa_{1-x}N$ 层，各 240 层交替层叠起来而形成的；在整体上显示 n 型导电性。此处，在 n 侧覆盖层 54 中，非掺杂的 $In_xGa_{1-x}N$ 膜随着接近有源层， In 的量增加，而 x 的值在 0.01~0.3 的范围内依次变化，成为成分有梯度的 n 侧覆盖层 54。

此外，有源层 56 中交替地设有厚度为 20Å 的，掺杂了 Si 的 4 层 $In_{0.15}Ga_{0.85}N$ 阵层，和厚度为 50Å 的，掺杂了 Si 的 $In_{0.02}Ga_{0.98}N$ 势垒层。

还有，p 侧覆盖层 59 是由厚度为 25Å 的掺杂了 Mg 的 GaN 层，和厚度为 25Å 的非掺杂的 $Al_yGa_{1-y}N$ 层，各 120 层交替层叠起来而形成的，在整体上显示 p 型导电性。此处，在 p 侧覆盖层 59 中，非掺杂的 $Al_yGa_{1-y}N$ 膜随着接近有源层， Al 的量减少，而 y 的值在 0.01~0.2 的范围内依次变化，成为成分有梯度的 p 侧覆盖层 59。

在本实施例 16 中，在形成上述 (1)~(9) 各层之后，借助于刻蚀，在 p 型接触层 60 上形成了由 Ni/Au 构成的，宽 3 微米，长 450 微米的，呈脊状的 p 侧电极 61。在脊的一侧，在 n 型 GaN 层上，则形成了由 Ti/Al 构成的 n 侧电极。

此外，实施例 16 的激光二极管中，上述脊的两端面是由两对 Ti/SiO_2 形成的，所以两端面的反射系数为 50%。

在按照以上结构制成的实施例 16 的半导体激光二极管中，能在阈值电流小的室温下连续振荡。

如上所述，即使让多层膜层（超晶格层）在离开有源层处形成，也能获得如本实施例 16 所示的良好的结果。

实施例 17

实施例 17 是与图 4 所示的实施方案 2 相关的实施例。

本实施例中，由蓝宝石（C 面）做成的基片 1 放置在 MOVPE 的反应容器内，在通入氢气的过程中，使基片的温度上升到 1050°C，对基片进行清理。

00.09.11

(缓冲层 102)

接着，把温度下降到 510°C ，用氢气作为载流子气体，用氨和 TMG (三甲基镓) 作为原料气体，在基片 1 上生长成膜厚大约 150\AA 的，由 GaN 形成的缓冲层 102。

(非掺杂的 GaN 层 103)

缓冲层 102 生长成之后，只停止供应 TMG，将温度升高到 1050°C 。达到 1050°C 后，同样用氨气和 TMG (三甲基镓) 作为原料气体，生长成膜厚为 1.5 微米的非掺杂的 GaN 层 103。

(n 侧接触层 4)

接着，在 1050°C 下，同样用氨气和 TMG (三甲基镓) 作为原料气体，用硅烷气体作为杂质气体，生长成 2.25 微米厚的，由掺杂了浓度为 $4.5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 形成的 n 侧接触层 4。

(n 侧第一多层膜层 105)

接着，只停止硅烷气体，在 1050°C 下，用氨气和 TMG 生长成膜厚为 75\AA 的非掺杂 GaN 层。然后，在同样的温度下，再添加硅烷气体，生长成膜厚为 25\AA 的，掺杂了浓度为 $4.5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 层。这样，就生长成一对膜厚为 75\AA 的由非掺杂 GaN 构成的 A 层，和膜厚为 25\AA 的，由掺杂了 Si 的 GaN 构成的 B 层。然后，把成对的膜层层叠 25 层，使其厚度达到 2500\AA ，成为由超晶格结构的多层膜层构成的 n 侧第一多层膜层 105。

(n 侧第二多层膜层 106)

接着，在同样的温度下，使由非掺杂的 GaN 构成的第二种氮化物半导体膜 106b 生长到 40\AA 。然后，把温度降到 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长成由非掺杂的 $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.87}\text{N}$ 构成的，厚度为 20\AA 的第一种氮化物半导体膜 106a。然后，反复重复以上的操作，交替地把第一种和第二种氮化物半导体膜依次各层叠 10 层，最后一层是由 GaN 构成的，膜厚为 40\AA 的第二种氮化物半导体膜 106b，从而形成超晶格结构多层膜的，膜厚为 640\AA 的 n 侧第二多层膜层 106。

(有源层 7)

接着，生长成膜厚为 200\AA 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长成膜厚为 30\AA 的由

00.09.11

非掺杂的 $In_{0.4}Ga_{0.6}N$ 构成的阱层。然后，按照势垒层+阱层+势垒层+阱层……+势垒层这样的顺序，把 5 层势垒层和 4 层阱层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1120Å 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。

(p 侧多层膜覆盖层 108)

然后，在 1050°C 下，使用 TMG、TMA、氨、Cp2Mg(环戊二烯合镁)，生长成膜厚为 40Å 的，由掺杂 Mg 的浓度达 $1 \times 10^{20}/cm^3$ 的 p 型 $Al_{0.2}Ga_{0.8}N$ 构成的第三种氮化物半导体膜 108a。接着，使温度下降到 800°C，使用 TMG、TMA、氨、Cp2Mg，生长成膜厚为 25Å 的，由掺杂了浓度为 $1 \times 10^{20}/cm^3$ 的 Mg 的 $In_{0.03}Ga_{0.97}N$ 构成的第四种氮化物半导体膜 108b。然后，反复重复以上的操作，交替地层叠 5 层上述第三种和第四种氮化物半导体膜，最后一层是膜厚 40Å 的第三种氮化物半导体膜 108a，从而形成由超晶格结构的多层膜所组成的 p 侧多层膜层覆盖层 108，膜厚为 365Å。

(p 侧 GaN 接触层 9)

接着，在 1500°C 下，使用 TMG、氨、Cp2Mg，生长成膜厚为 700Å 的，由掺杂 Mg 的浓度为 $1 \times 10^{20}/cm^3$ 的 p 型 GaN 构成的 p 侧接触层 9。

反应结束后，将温度下降到室温，再把晶片置于反应容器内，在氮气氛围中，在 700°C 下进行退火，使 P 型氮化物半导体层的电阻进一步降低。

退火之后，把晶片从反应容器中取出，在最上面一层的 p 侧接触层 9 的表面上形成预定形状的膜片，在 RIE (反应性离子刻蚀) 装置中从 p 侧接触层开始刻蚀，如图 4 所示，使 n 侧接触层 4 的表面露出来。

刻蚀之后，在最上层的 p 侧接触层的几乎整个表面上形成膜厚为 200Å 的，含有 Ni 和 Au 的透光性 p 电极 11，再在该 p 电极 11 上形成膜厚为 0.5 微米的，由粘结用的 Au 构成的 p 衬垫电极 11。另一方面，在由于刻蚀而暴露出来的 n 侧接触层 4 的表面上形成含 W 和 Al 的 n 电极 12，就成为 LED 元件了。

这种 LED 元件在正方向电压 20mA 下，能显示 520nm 的纯绿色光，而 V_f 只有 3.5V，与以往的多量子阱结构的 LED 元件相比， V_f 降低了 1.0V，输出提高了两倍以上。因此，能获得与以往的 10mA 的 LED 元件大致同样特性的 LED。

00-09-11

以往的 LED 元件的构成是在由 GaN 构成的第一缓冲层上面依次层叠下列各膜层而成的：由非掺杂的 GaN 形成的第二缓冲层，由掺杂 Si 的 GaN 形成的 n 侧接触层，由与实施例 12 一样的多量子阱结构形成的有源层，单层的掺杂了 Mg 的 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层，由掺杂了 Mg 的 GaN 形成的 p 侧接触层。

实施例 18

在实施例 17 中，除了有源层 7 作以下变化之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(有源层 7)

接着，生长成膜厚为 250\AA 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长成膜厚为 30\AA 的由非掺杂的 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 构成的阱层。然后，按照势垒层十阱层十势垒层十阱层……十势垒层这样的顺序，把 7 层势垒层和 6 层阱层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1930\AA 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。

所获得的 LED 元件在正方向电流为 20mA 时，发 470nm 的纯蓝色光，能获得与实施例 17 同样良好的结果。

实施例 19

在实施例 17 中，除了有源层 7 作以下变化之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(有源层 7)

接着，生长成膜厚为 250\AA 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长成膜厚为 30\AA 的由非掺杂的 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 构成的阱层。然后，按照势垒层十阱层十势垒层十阱层……十势垒层这样的顺序，把 6 层势垒层和 5 层阱层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1650\AA 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。

所获得的 LED 元件在正方向电流为 20mA 时，发 470nm 的纯蓝色光，能获得与实施例 17 同样良好的结果。

实施例 20

在实施例 17 中，除了有源层 7 作以下变化之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(有源层 7)

接着，生长成膜厚为 250Å 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C，使用 TMG、TMI、氨，生长成膜厚为 30Å 的由非掺杂的 $In_{0.35}Ga_{0.65}N$ 构成的阱层。然后，按照势垒层+阱层+势垒层+阱层……+势垒层这样的顺序，把 7 层势垒层和 6 层阱层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1930Å 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。

所获得的 LED 元件在正方向电流为 20mA 时，发 500nm 的蓝绿色光，能获得与实施例 17 同样良好的结果。

实施例 21

在实施例 17 中，除了有源层 7 作以下变化之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(有源层 7)

接着，生长成膜厚为 250Å 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C，使用 TMG、TMI、氨，生长成膜厚为 30Å 的由非掺杂的 $In_{0.35}Ga_{0.65}N$ 构成的阱层。然后，按照势垒层+阱层+势垒层+阱层……+势垒层这样的顺序，把 4 层势垒层和 3 层阱层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1090Å 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。

所获得的 LED 元件在正方向电流为 20mA 时，发 500nm 的蓝绿色光，能获得与实施例 17 同样良好的结果。

实施例 22

在实施例 17 中，除了不生长 n 侧第二种多层膜层 6 之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

所获得的 LED 元件虽然比实施例 17 所获得的元件的特性和发光输出稍稍差一些，但与以往的 LED 元件相比，仍具有良好的发光输出。

实施例 23

在实施例 17 中，除了 p 侧多层膜覆盖层 8 作以下变化之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(p 侧单层膜覆盖层 18)

在 1050°C 温度下，使用 TMG、TMA、氨、 $Cp2Mg$ (环戊二烯合镁)，生长成膜厚为 300Å 的，由掺杂 Mg 的浓度达 $1 \times 10^{19}/cm^3$ 的 p 型 $Al_{0.16}Ga_{0.84}N$ 构成的 p 侧单层膜覆盖层。

所获得的 LED 元件，虽然生长成的覆盖层不是超晶格结构，而是单

层的膜层，但，借助于与其他各层的结构组合在一起，仍能获得性能只稍稍比实施例 1 差一点，几乎是相同的良好结果。此外，当做成单层时，其制造工艺可以比多层膜层简化很多。

实施例 24

在实施例 17 中，除了 n 侧第一多层膜层 105 作以下变化之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(n 侧第一多层膜层 105)

使由非掺杂的 GaN 构成的 A 层生长到 100Å，使由掺杂了浓度为 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 构成的 B 层的膜厚生长到 25Å，把成对的 A 层和 B 层层叠 20 层，生长成厚度为 2500Å 的 n 侧第一多层膜层 105。

所获得的 LED 元件具有与实施例 17 大致相同的特性，获得了良好的结果。

实施例 25

在实施例 17 中，除了 n 侧接触层 4 作以下变化之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(n 侧接触层 4)

在 1050°C 下，用氮气和 TMG 作为原料气体，用硅烷气体作为杂质气体，生长成膜厚为 6 微米厚的，由掺杂了浓度为 $4.5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 形成的 n 侧接触层 4。

所获得的 LED 元件具有与实施例 17 大致相同的特性，获得了良好的结果。

实施例 26

实施例 26 是与图 5 中所示的实施方案 3 相关联的实施例。

在本实施例 26 中，首先把用蓝宝石（切割后表面为 C 面）制成的基片 1 放置在反应容器内，在把容器内的气体完全换成氢气之后，一面通入氢气，一面把基片 1 的温度升高到 1050°C ，对基片进行清理。此外，基片 1 还可以使用除 C 面以外的 R 面或 A 面作为主面的蓝宝石，还可以使用尖晶石 (MgAl_2O_4) 那样的绝缘性基片，以及 SiC (含有 6H、4H、3C)、Si、ZnO、GaAs、GaN 等半导体基片。

(缓冲层 202)

接着，把温度下降到 510°C ，用氢气作为载流子气体，用氨和 TMG

00-09-11

(三甲基镓)作为原料气体,在基片1上生长成膜厚大约200Å的,由GaN形成的缓冲层202。

(第一n侧氮化物半导体层203)

缓冲层202生长成之后,只停止供应TMG,将温度升高到1050°C。达到1050°C后,同样用氮气和TMG(三甲基镓)作为原料气体,生长成由非掺杂的GaN形成的,膜厚为5微米的第一n侧氮化物半导体层203。第一n侧氮化物半导体层203是在温度比原来生长成缓冲层202高的高温下,例如最好是900°C~1100°C下生长的,除了GaN以外,也可以由 $In_x Al_{1-x} N$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$)构成,如果使用理想的GaN,或者x值在0.2以下的 $Al_x Ga_{1-x} N$ 时,就很容易获得结晶缺陷少的氮化物半导体层。此外,最好膜厚要比缓冲层厚,通常膜厚要生长到0.1微米以上。由于这一层通常是非掺杂层,其性质与纯半导体接近,其电阻率大于 $0.2 \Omega \cdot cm$,但,如果掺杂的Si、Ge等n型杂质的量比第二n侧氮化物半导体层还少,使它的电阻率降下来,也很好。

(第二n侧氮化物半导体层204)

接着,在1050°C温度下,使用TMG、氮气,生长成膜厚为20Å的非掺杂GaN层,然后,再通入硅烷气,生长成膜厚为20Å的掺杂了浓度为 $1 \times 10^{19}/cm^3$ 的Si的GaN层,然后,停止掺杂Si,再生长膜厚为20Å的非掺杂的GaN层。这样,由厚度为20Å的非掺杂GaN层构成的A层,和由厚度为20Å的掺杂了Si的GaN层构成的B层就生长成一对。然后层叠这一对膜层,就生长成由变型掺杂的GaN构成的,厚度1微米的第二n侧氮化物半导体层204。

(第三n侧氮化物半导体层205)

接着,只停止供应硅烷气体,同样,在1050°C下生长成膜厚为100Å的,由非掺杂的GaN构成的第三n侧氮化物半导体层205。这种第三n侧氮化物半导体层205也可以由 $In_x Al_{1-x} N$ ($0 \leq x, 0 \leq y, x+y \leq 1$)构成,其成分虽不必特别讲究,但如果是理想的GaN或者是x值在0.2以下的 $Al_x Ga_{1-x} N$,或者是y值在0.1以下的 $In_x Ga_{1-x} N$ 时,就很容易获得结晶缺陷少的氮化物半导体层。在生长InGaN时,如果在它上面生长含Al的氮化物半导体,就能防止在含AL的氮化物半导体层中产生裂纹。

(有源层 7)

然后, 将温度调到 800°C , 将载流子气体换成氮气, 使用 TMG、TMI (三甲基镓)、氨, 生长成膜厚为 30\AA 的, 非掺杂的 $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{N}$ 层, 形成了具有单量子阱结构的有源层 7。此外, 这一层也可以是具有由 InGaN 构成的阱层的多量子阱结构。

(p 侧覆盖层 108)

然后, 将温度上升到 1050°C , 使用 TMG、TMA、氨、 Cp2Mg (环戊二烯合镁), 生长成膜厚为 20\AA 的, 由掺杂 Mg 的浓度达 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 的 p 型 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层, 然后, 使用 TMG、氨、 Cp2Mg , 生长成膜厚为 20\AA 的, 由掺杂了浓度为 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 Mg 的 GaN 构成的膜层。以下, 反复重复以上同样的工艺操作, 形成由总膜厚为 0.8 微米的超晶格结构层构成的 p 侧覆盖层。

(p 侧接触层 208)

其次, 在 800°C 下, 生长成由非掺杂的 $\text{In}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 构成的膜厚为 30\AA 的第一种氮化物半导体膜, 接着, 停止 TMI, 生长成由掺杂了浓度为 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 的 Mg 的 GaN 构成的, 膜厚为 30\AA 的第二种氮化物半导体膜。然后交替层叠, 生长成总膜厚为 600\AA 的 p 侧接触层 208。

反应结束之后, 将温度降低到室温, 再把晶片置于反应容器内, 在氮气氛围中, 在 700°C 下退火, 使 p 侧的各层的电阻进一步降低。

退火之后, 把晶片从反应容器中取出, 在最上层的 p 侧接触层 208 的表面上形成预定形状的膜片, 在 RIE (反应性离子刻蚀器) 上, 从 p 侧接触层开始进行刻蚀, 如图 5 所示, 使第二 n 侧氮化物半导体层 204 的表面露出来。

刻蚀之后, 在最上层的 p 侧接触层的几乎整个面上形成膜厚为 200\AA 的, 含有 Ni 和 Au 的透光性的 P 电极 10, 并在该 P 电极 10 上形成借助于粘结用的 Au 构成的, 膜厚为 0.5 微米的 p 衬垫电极 10。另一方面, 在由于刻蚀而露出来的第二 n 侧氮化物半导体层 204 的表面上形成含 W 和 Al 的 n 电极 12。最后, 为了保护 P 电极 10 的表面, 在形成了如图 5 所示的由 SiO_2 构成的绝缘膜 12 之后, 将晶片划线并分离, 成为 350 微米厚的 LED 元件。

这种 LED 元件在 20mA 下, 正方向电压为 3.2V 时, 发出 520nm 的绿

色光，在20mA下，可将Vf降低0.2~0.3V，还可以提高输出10%以上。此外，制造如实施例21所示的LED元件100个，在20mA下测定其正方向电压Vf，结果，Vf的分布范围为3.2V~3.3V，离散的程度极小。

实施例 27

在实施例26中，除了在p侧接触层生长的过程中，把非掺杂的 $In_{0.1}Ga_{0.9}N$ 层与掺杂Mg的浓度为 $1\times 10^{20}/cm^3$ 的GaN的层叠次序倒过来之外，其他都和实施例26相同，制作成LED元件。

实施例 28

在实施例26中，除了在p侧接触层生长的过程中，把第二种氮化物半导体的成分改为 $In_{0.95}Ga_{0.95}N$ 之外，其他都和实施例26相同，制作成LED元件。

实施例 29

在实施例26中，除了在p侧接触层生长的过程中，把第二种氮化物半导体膜做成掺杂Mg的浓度为 $1\times 10^{20}/cm^3$ 的 $In_{0.05}Ga_{0.95}N$ 层之外，其他都和实施例26相同，制作成LED元件。

实施例 30

在实施例26中，除了在p侧接触层生长的过程中，把第二种氮化物半导体膜做成掺杂Mg的浓度为 $1\times 10^{20}/cm^3$ 的 $Al_{0.05}Ga_{0.95}N$ 层之外，其他都和实施例26相同，制作成LED元件。

实施例 31

在实施例26中，除了在p侧接触层生长的过程中，在第二种氮化物半导体膜中掺杂浓度为 $1\times 10^{20}/cm^3$ 的Mg之外，其他都和实施例26相同，制作成LED元件。

实施例 32

在实施例26中，除了在p侧接触层生长的过程中，用掺杂了浓度为 $1\times 10^{20}/cm^3$ 的Mg的 $In_{0.1}Ga_{0.9}N$ 构成的第一种氮化物半导体膜来代替非掺杂的 $In_{0.1}Ga_{0.9}N$ 层，以及用掺杂Mg的浓度为 $1\times 10^{19}/cm^3$ 的GaN构成的第二种氮化物半导体膜来代替掺杂Mg的浓度为 $1\times 10^{20}/cm^3$ 的GaN构成的第二种氮化物半导体膜之外，其他都和实施例26相同，制作成LED元件。

实施例 33

00.09.11

在实施例 26 中，除了在 p 侧接触层 208 用以下的方式形成之外，其他都和实施例 26 相同，制作成 LED 元件。

即，在 800°C 的温度下，形成由非掺杂的 $In_{0.1}Ga_{0.9}N$ 构成的，膜厚为 30Å 的第一种氮化物半导体膜之后，接着，逐渐减少 TMI，形成厚度方向成分逐渐变化，从 $In_{0.1}Ga_{0.9}N$ 逐渐变化成 GaN 的成分呈梯度的膜层。在 TMI 为 0 之后，生长掺杂 Mg 的浓度为 $1 \times 10^{20}/cm^3$ 的 GaN 构成的第二种氮化物半导体膜，膜厚为 30Å。然后，又逐渐增加 TMI，形成厚度方向成分逐渐变化，从 GaN 逐渐变化成 $In_{0.1}Ga_{0.9}N$ 的成分呈梯度的膜层，之后，再形成膜厚为 30Å 的，由非掺杂的 $In_{0.1}Ga_{0.9}N$ 构成的第一种氮化物半导体膜。然后反复地重复以上操作，形成层叠为第一种氮化物半导体膜和第二种氮化物半导体膜各 10 层的 p 侧接触层 208。

以上实施例 27~33 所获得的 LED 元件也和实施例 26 的一样，具有与以往的元件相比好得多的发光特性。

此外，在以往由 InGaN 构成的 p 侧接触层中，由于 InGaN 在波长比较短的区域内，光的吸收多，所以这种 p 侧接触层呈黄色，在有源层中产生的光的波长存在着向长波长光方向偏移的问题。因此，由于本发明的 p 侧接触层是超晶格结构，与以往的由单层的 InGaN 构成的 p 侧接触层相比，能减小波长短的光的吸收率。因此，本发明中的 P 侧接触层能防止向长波长光的方向偏移，从而还能提高光的透过率。

图 7 是显示由 GaN 和 InGaN 构成的本发明的超晶格结构的多层膜的各种波长的光的透过率曲线图。这种多层膜是由 GaN (20Å) 和 InGaN (20Å) 交替层叠 30 个周期而成的，掺杂 Mg 的载流子浓度为 $4 \times 10^{18}/cm^3$ 的 P 型层。此外，在图 7 中，为了比较，还显示了由单层的 $In_{0.15}Ga_{0.85}N$ (膜厚 0.12 微米) 构成的以往的例子的光透过率。如图 7 所示，本发明的超晶格结构的多层膜与以往的单层膜相比，在波长 400nm 附近对于光的吸收率大不相同，可以看到，本发明的超晶格结构的多层膜在 400nm 附近对于光的透过率要优良得多。此外，图 7 中所示的本发明的超晶格结构的多层膜与以往的单层膜各自的低效率 ρ 都是 $0.5 \Omega \cdot cm$ 。此外，图 7 中所显示的透过率是以蓝宝石的光透过率为 100% 的相对值。

实施例 34

实施例 34 是与图 8 中所示的实施方案相关联的实施例。

00.09.11

在实施例 34 中，首先，把由蓝宝石(C面)所构成的基片 1 置于 MOVPE 的反应容器内，在通入氢气的同时，使基片 1 的温度上升到 1050°C，对基片进行清理。

(缓冲层 102)

接着，把温度下降到 510°C，用氢气作为载流子气体，用氨和 TMG (三甲基镓) 作为原料气体，在基片 1 上生长成膜厚大约 150Å 的，由 GaN 形成的缓冲层 102。

(非掺杂的 GaN 层 103)

缓冲层 102 生长成之后，只停止供应 TMG，将温度升高到 1050°C。达到 1050°C 后，同样用氨气和 TMG (三甲基镓) 作为原料气体，生长成膜厚为 1.5 微米的非掺杂的 GaN 层 103。

(n 侧接触层 4)

接着，在 1050°C 下，同样用氨气和 TMG (三甲基镓) 作为原料气体，用硅烷气体作为杂质气体，生长成 2.25 微米厚的，由掺杂了浓度为 $4.5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 形成的 n 侧接触层 4。

(n 侧第一多层膜层 305)

接着，只停止硅烷气体，在 1050°C 下，用氨气和 TMG 生长成由膜厚为 2000Å 的非掺杂 GaN 层构成的下层 305a，然后，在同样的温度下，再添加硅烷气体，生长成由膜厚为 300Å 的，掺杂了浓度为 $4.5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 层构成的中间层 305b，再以后，只停止硅烷气体，在同样的温度下生长成膜厚为 50Å 的由非掺杂 GaN 构成的上层 305c。于是，就生长成三层的总膜厚为 2350Å 的第一多层膜层 305。

(n 侧第二多层膜层 306)

接着，在同样的温度下，使由非掺杂的 GaN 构成的第二种氮化物半导体膜生长到 40Å。然后，把温度降到 800°C，使用 TMG、TMI、氨，生长成由非掺杂的 $\text{In}_{0.13}\text{Ga}_{0.87}\text{N}$ 构成的，厚度为 20Å 的第一种氮化物半导体膜。然后，反复重复以上的操作，交替地把第一种和第二种氮化物半导体膜依次各层叠 10 层，最后一层是由 GaN 构成的，膜厚为 40Å 的第二种氮化物半导体膜，形成了由超晶格结构多层膜构成的，膜厚为 640Å 的 n 侧第二多层膜层 306。

(有源层 7)

接着，生长成膜厚为 200Å 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C，使用 TMG、TMI、氨，生长成膜厚为 30Å 的由非掺杂的 $In_{0.4}Ga_{0.6}N$ 构成的阱层。然后，按照势垒层+阱层+势垒层+阱层……+势垒层这样的顺序，把 5 层势垒层和 4 层阱层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1120Å 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。

(p 侧多层膜覆盖层 8)

然后，在 1050°C 下，使用 TMG、TMA、氨、Cp2Mg(环戊二烯合镁)，生长成膜厚为 40Å 的，由掺杂 Mg 的浓度达 $1 \times 10^{20}/cm^3$ 的 p 型 $Al_{0.2}Ga_{0.8}N$ 构成的第三种氮化物半导体膜。接着，使温度下降到 800°C，使用 TMG、TMA、氨、Cp2Mg，生长成膜厚为 25Å 的，由掺杂了浓度为 $1 \times 10^{20}/cm^3$ 的 Mg 的 $In_{0.93}Ga_{0.07}N$ 构成的第四种氮化物半导体膜。然后，反复重复以上的操作，交替地层叠 5 层上述第三种和第四种氮化物半导体膜，最后生长的是膜厚 40Å 的第三种氮化物半导体膜，形成了由超晶格结构的多层膜所组成的 p 侧多层膜层覆盖层 8，膜厚为 365Å。

(p 侧 GaN 接触层 9)

接着，在 1050°C 下，使用 TMG、氨、Cp2Mg，生长成膜厚为 700Å 的，由掺杂 Mg 的浓度为 $1 \times 10^{20}/cm^3$ 的 p 型 GaN 构成的 p 侧接触层 9。

反应结束后，将温度下降到室温，再把晶片置于反应容器内，在氮气氛围中，在 700°C 下进行退火，使 P 型层的电阻进一步降低。

退火之后，把晶片从反应容器中取出，在最上面一层的 p 侧接触层 9 的表面上形成预定形状的膜片，在 RIE (反应性离子刻蚀) 装置中从 p 侧接触层开始刻蚀，如图 8 所示，使 n 侧接触层 4 的表面露出来。

刻蚀之后，在最上层的 p 侧接触层的几乎整个表面上形成膜厚为 200Å 的，含有 Ni 和 Au 的透光性 p 电极 11，再在该 p 电极 11 上形成膜厚为 0.5 微米的，由粘结用的 Au 构成的 p 衬垫电极 11。另一方面，在由于刻蚀而暴露出来的 n 侧接触层 4 的表面上形成含 W 和 Al 的 n 电极 12，就成为 LED 元件了。

这种 LED 元件在正方向电压 20mA 下，能显示 520nm 的纯绿色光，而 V_f 只有 3.5V，与以往的多量子阱结构的 LED 元件相比， V_f 降低了将近 1.0V，输出提高了两倍以上。因此，能获得与以往的 10mA 的 LED 元件大致同样特性的 LED。更进一步，对所获得的 LED，从 LED 元件的 n

层和 p 层的各电极的反方向上逐渐增高电压，进行测定时，所得的结果比以往的高 1.5 倍以上。

而以往的 LED 元件的构成是在由 GaN 构成的第一缓冲层上面依次层叠下列各膜层而成的：由非掺杂的 GaN 形成的第二缓冲层，由掺杂 Si 的 GaN 形成的 n 侧接触层，由与实施例 27 一样的多量子阱结构形成的有源层，单层的掺杂了 Mg 的 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层，由掺杂了 Mg 的 GaN 形成的 p 侧接触层。

实施例 35

在实施例 34 中，除了有源层 7 进行以下那样的变化之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(有源层 7)

接着，生长成膜厚为 250\AA 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长成膜厚为 30\AA 的由非掺杂的 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 构成的阱层。然后，按照势垒层十阱层十势垒层十阱层……十势垒层这样的顺序，把 7 层势垒层和 6 层阱层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1930\AA 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。

所获得的 LED 元件在正方向电流为 20mA 时，发 470nm 的纯蓝色光，能获得与实施例 34 同样良好的结果。

实施例 36

在实施例 34 中，除了有源层 7 作以下变化之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(有源层 7)

接着，生长成膜厚为 250\AA 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长成膜厚为 30\AA 的由非掺杂的 $\text{In}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 构成的阱层。然后，按照势垒层十阱层十势垒层十阱层……十势垒层这样的顺序，把 6 层势垒层和 5 层阱层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1650\AA 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。

所获得的 LED 元件在正方向电流为 20mA 时，发 470nm 的纯蓝色光，能获得与实施例 34 同样良好的结果。

实施例 37

在实施例 34 中，除了有源层 7 作以下变化之外，其他都相同，制作

00.09.11

成 LED 元件。

(有源层 7)

接着，生长成膜厚为 250\AA 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长成膜厚为 30\AA 的由非掺杂的 $\text{In}_{0.35}\text{Ga}_{0.65}\text{N}$ 构成的阱层。然后，按照势垒层 + 阵层 + 势垒层 + 阵层 + 势垒层这样的顺序，把 7 层势垒层和 6 层阵层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1930\AA 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。

所获得的 LED 元件在正方向电流为 20mA 时，发 500nm 的蓝绿色光，能获得与实施例 34 同样良好的结果。

实施例 38

在实施例 34 中，除了有源层 7 作以下变化之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(有源层 7)

接着，生长成膜厚为 250\AA 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长成膜厚为 30\AA 的由非掺杂的 $\text{In}_{0.35}\text{Ga}_{0.65}\text{N}$ 构成的阱层。然后，按照势垒层 + 阵层 + 势垒层 + 阵层 + 势垒层这样的顺序，把 4 层势垒层和 3 层阵层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1090\AA 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。

所获得的 LED 元件在正方向电流为 20mA 时，发 500nm 的蓝绿色光，能获得与实施例 34 同样良好的结果。

实施例 39

在实施例 34 中，除了不生成 n 侧第 2 多层膜层 306 之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

所获得的 LED 元件与实施例 34 相比，虽然元件特性和发光输出稍稍降低一些，但耐静电压特性仍大致与实施例 27 同样良好。

实施例 40

在实施例 34 中，除了 p 侧多层膜覆盖层 8 作以下的变化之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(p 侧单层膜覆盖层 8)

在 1050°C 下，使用 TMG、TMA、氨、 Cp_2Mg (环戊二烯合镁)，生长成膜厚为 300\AA 的，由掺杂 Mg 的浓度达 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 的 p 型 $\text{Al}_{0.16}\text{Ga}_{0.84}$

N 构成的 p 侧单层膜覆盖层 8。

所获得的 LED 元件中，生长成的覆盖层不是超晶格结构的，而是单层的，通过与其他的膜层结构组合在一起，虽然发光输出等性能比实施例 27 稍差一些，但耐静电压特性几乎是一样的。此外，做成单层时，与做成多层膜层相比，能简化制造工艺。

实施例 41

在实施例 34 中，除了 n 侧第一多层膜层 305 按照以下的方式变化各层的膜厚之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

(n 侧第一多层膜层 305)

接着，只停止硅烷气体，在 1050°C 下，用氮气和 TMG 生长成由膜厚为 3000\AA 的非掺杂 GaN 层构成的下层 305a，然后，在同样的温度下，再添加硅烷气体，生长成由膜厚为 300\AA 的，掺杂了浓度为 $4.5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 层构成的中间层 305b，再以后，只停止硅烷气体，在同样的温度下生长成膜厚为 50\AA 的由非掺杂 GaN 构成的上层 305c。于是，就生长成三层的总膜厚为 3350\AA 的第一多层膜层 305。

所获得的 LED 元件具有与实施例 34 大致相同的特性，取得了良好的结果。

实施例 42

在实施例 41 中，除了 n 侧第一多层膜层 305 按照以下的方式变化各层的膜厚之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

即，下层 305a 由膜厚为 3000\AA 的非掺杂层 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 构成，中间层 305b 由膜厚为 300\AA 的，掺杂了浓度为 $4.5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 构成，上层 305c 则由膜厚为 50\AA 的非掺杂 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 构成。所获得的 LED 元件具有与实施例 41 大致相同的特性，取得了良好的结果。

比较例 1

在实施例 34 中，除了不形成构成 n 侧第一多层膜层 305 的，由非掺杂的 GaN 构成的下层 305a 之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

所获得的 LED 元件与实施例 34 相比，耐静电压特性显著下降，有关泄漏电流和 V_f 的特性也不是能充分满足要求的值。

比较例 2

在实施例 34 中，除了不形成构成 n 侧第一多层膜层 305 的，由掺杂

00.09.11

了 Si 的 GaN 构成的中间层 305b 之外，其他都相同，制作成 LED 元件。
所获得的 LED 元件与实施例 34 相比，发光输出和耐静电压特性显著下降，其他的特性也不是能充分满足要求的值。

比较例 3

在实施例 34 中，除了不形成构成 n 侧第一多层膜层 305 的，由非掺杂的 GaN 构成的上层 305c 之外，其他都相同，制作成 LED 元件。

所获得的 LED 元件与实施例 34 相比，泄漏电流增大，其他特性也不是能充分满足要求的值。

实施例 43

实施例 43 是与本发明的实施方案 6 相关联的实施例。

(基片 1)

把由蓝宝石 (C 面) 所构成的基片 1 置于 MOVPE 的反应容器内，在通入氢气的同时，使基片 1 的温度上升到 1050°C，对基片进行清理。

(缓冲层 2)

接着，把温度下降到 510°C，用氢气作为载流子气体，用氨和 TMG (三甲基镓) 作为原料气体，在基片 1 上生长成膜厚大约 200Å 的，由 GaN 形成的缓冲层 2。在这样的低温下生长的第一缓冲层 2 可忽略与基片的种类和生长方法等的关系。

(非掺杂的 GaN 层 3)

缓冲层 2 生长成之后，只停止供应 TMG，将温度升高到 1050°C。达到 1050°C 后，同样用氨气和 TMG 作为原料气体，生长成膜厚为 1 微米的非掺杂的 GaN 层 3。

(n 型接触层 4)

接着，在 1050°C 下，同样用氨气和 TMG 作为原料气体，用硅烷气体作为杂质气体，生长成 3 微米厚的，由掺杂了浓度为 $3 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 形成的 n 型接触层。

(非掺杂的 GaN 层 5)

接着，只停止硅烷气体，在 1050°C 下，用同样的方式生长成膜厚为 100Å 的非掺杂 GaN 层 5。

(n 型多层膜层 6)

接着，在温度为 800°C 时，使用 TMG、TMI、氨，生长成由非掺杂

的 $\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$ 构成的，厚度为 25\AA 的第二种氮化物半导体膜。然后，提高温度，在其上生长成膜厚为 25\AA 的，由非掺杂的 GaN 构成的第一种氮化物半导体膜。然后反复重复以上的操作，按照第二种 + 第一种的顺序交替地各层叠 10 层，最后成为由 GaN 构成的，生长成膜厚为 500\AA 的由超晶格结构构成的 n 型多层膜。

（有源层 7）

接着，生长成膜厚为 200\AA 的由非掺杂的 GaN 构成的势垒层，然后，继续使温度保持在 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长成膜厚为 30\AA 的由非掺杂的 $\text{In}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{N}$ 构成的阱层。然后，按照势垒层 + 阵层 + 势垒层 + 阵层……+ 势垒层这样的顺序，把 5 层势垒层和 4 层阱层交替地层叠起来，就生长成总厚度为 1120\AA 的，由多量子阱结构构成的有源层 7。

（ p 型多层膜层 8）

然后，使用 TMG、TMA、氨、 Cp2Mg （环戊二烯合镁），生长成膜厚为 25\AA 的，由掺杂 Mg 的浓度达 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 p 型 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 构成的第三种氮化物半导体膜。接着，停止 TMA、 Cp2Mg ，生长成膜厚为 25\AA 的，由非掺杂的 GaN 构成的第四种氮化物半导体膜。然后，反复重复以上的操作，交替地层叠各 4 层上述第三种和第四种氮化物半导体膜，最后形成膜厚为 200\AA 由超晶格结构构成的 p 型多层膜层 8。

（ p 型接触层 9）

接着，在 1500°C 下，使用 TMG、氨、 Cp2Mg ，生长成膜厚为 700\AA 的，由掺杂 Mg 的浓度为 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ 的 p 型 GaN 构成的 p 型接触层 9。

反应结束后，将温度下降到室温，再把晶片置于反应容器内，在氮气氛围中，在 700°C 下进行退火，使 p 型层的电阻进一步降低。

退火之后，把晶片从反应容器中取出，在最上面一层的 p 型接触层 9 的表面上形成预定形状的膜片，在 RIE（反应性离子刻蚀）装置中从 p 型接触层开始刻蚀，如图 1 所示，使 n 型接触层 4 的表面露出来。

刻蚀之后，在最上层的 p 型接触层的几乎整个表面上形成膜厚为 200\AA 的，含有 Ni 和 Au 的透光性 p 电极 10，再在该 p 电极 10 上形成膜厚为 0.5 微米的，由粘结用的 Au 构成的 p 衬垫电极 11。另一方面，在由于刻蚀而暴露出来的 n 型接触层 4 的表面上形成含 W 和 Al 的 n 电极 12，就成为 LED 元件了。

这种 LED 元件在正方向电压 20mA 下，能显示 520nm 的纯绿色光，而 V_f 只有 3.5V，与以往的多量子阱结构的 LED 元件相比， V_f 降低了将近 0.5V，输出提高了两倍以上。因此，能获得与以往的 10mA 的 LED 元件大致同样特性的 LED。还有，所获得的元件的耐静电压特性比以往的元件大约提高 1.2 倍以上。

而以往的 LED 元件的构成是在由 GaN 构成的第一缓冲层上面依次层叠下列各膜层而成的：由非掺杂的 GaN 形成的第二缓冲层，由掺杂 Si 的 GaN 形成的 n 侧接触层，由与实施例 1 一样的多量子阱结构形成的有源层，单层的掺杂了 Mg 的 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层，由掺杂了 Mg 的 GaN 形成的 p 型接触层。

实施例 44

在实施例 43 中，在生长 n 型多层膜层 6 的过程中，除了只使第一种氮化物半导体膜生长成掺杂了浓度为 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 之外，其他都相同，制作成 LED 元件。所获得的元件具有大致与实施例 43 相同的良好的元件特性。

实施例 45

在实施例 43 中，在生长 n 型多层膜层 6 的过程中，除了把第二种氮化物半导体膜做成掺杂了浓度为 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 $\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$ 层，把第一种氮化物半导体膜做成掺杂了浓度为 $5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 层之外，其他都相同，制作成 LED 元件。所获得的 LED 元件在 20mA 时， V_f 为 3.4V，显示出输出比以往的元件高 1.5 倍以上的优良的特性。此外，耐静电压特性也与实施例 43 同样良好。

实施例 46

在实施例 43 中，在生长 p 型多层膜层 8 的过程中，除了使第四种氮化物半导体膜生长成掺杂了浓度为 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 Mg 的 p 型 GaN 之外，其他都相同，制作成 LED 元件时，所获得的元件具有大致与实施例 43 相同的良好的元件特性。

实施例 47

在实施例 43 中，在生长 p 型多层膜层 8 的过程中，除了由非掺杂的 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 构成的第三种氮化物半导体膜的膜厚为 25Å，由非掺杂的 GaN 构成的第四种氮化物半导体膜的膜厚为 25Å，把它们交替地各层叠两层之

外，其他都相同，制作成 LED 元件时，所获得的元件具有大致与实施例 43 相同的良好的元件特性。

实施例 48

在实施例 43 中，除了非掺杂的 GaN 层 5 变为形成多层膜层，而且以下所说各层有下述变化之外，其他都相同，制造成 LED 元件。

(n 侧接触层 4)

接着，在 1050°C 下，同样用氨气和 TMG 作为原料气体，用硅烷气体作为杂质气体，生长成 2.25 微米厚的，由掺杂了浓度为 $6 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 形成的 n 型接触层 4。

(多层膜层)

接着，只停止硅烷气体，在 1050°C 下，用氨气和 TMG 生长成由膜厚为 2000\AA 的非掺杂 GaN 层构成的下层 305a，然后，在同样的温度下，再添加硅烷气体，生长成由膜厚为 300\AA 的，掺杂了浓度为 $6 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的 Si 的 GaN 构成的中间层 305b，再以后，只停止硅烷气体，在同样的温度下生长成膜厚为 50\AA 的由非掺杂 GaN 构成的上层 305c。于是，就生长成由三层组成的，总膜厚为 2350\AA 的多层膜层。

(n 型多层膜层 6)

接着，在同样的温度下，使由非掺杂的 GaN 构成的第一种氮化物半导体膜生长到 40\AA 。然后，把温度降到 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长成由非掺杂的 $\text{In}_{0.02}\text{Ga}_{0.98}\text{N}$ 构成的，厚度为 20\AA 的第二种氮化物半导体膜。然后，反复重复以上的操作，按照第一 + 第二的顺序，交错地把两种氮化物半导体膜依次各层叠 10 层，最后是由 GaN 构成的，生长成膜厚为 40\AA 的第一种氮化物半导体膜，形成了超晶格结构多层膜构成的，膜厚为 640\AA 的 n 型多层膜层 6。

(p 型多层膜 8)

然后，在 1050°C 下，使用 TMG、TMA、氨、 Cp_2Mg (环戊二烯合镁)，生长成膜厚为 40\AA 的，由掺杂 Mg 的浓度达 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 构成的第三种氮化物半导体膜。接着，使温度下降到 800°C ，使用 TMG、TMA、氨、 Cp_2Mg ，生长成膜厚为 25\AA 的，由掺杂了浓度为 $5 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 的 Mg 的 $\text{In}_{0.02}\text{Ga}_{0.98}\text{N}$ 构成的第四种氮化物半导体膜。然后，反复重复以上的操作，按照第三十第四的顺序，交替地层叠 5 层上述两

00-09-11

种氮化物半导体膜，最后生长的是膜厚 40Å 的第三种氮化物半导体膜，形成了超晶格结构的多层膜所组成的 p 型多层膜层 8，膜厚为 365Å。

所获得的 LED 元件显示了与实施例 43 大致相同的优良的发光输出和 V_F ，更进一步，从 LED 元件的 n 层和 p 层的各电极的反方向上逐渐增高电压，测定其耐静电压特性时，与在实施例 43 中用作比较的以往的元件相比，结果比以往的元件高 1.5 倍以上，其耐静电压特性比实施例 43 的还要好。

在以上的实施例中，虽然只说明了使用氮化物半导体发光元件的 LED 元件，但本发明并不是仅限于 LED 元件，也能适用于激光二极管元件等其他发光元件。

此外，本发明也不是只限于发光元件，也可以适用于使用氮化物半导体构成的太阳电池、光传感器等受光元件，或者三极管、功率器件等电子器件。

如上所述，按照本发明的氮化物半导体、特别是氮化物半导体发光元件，能在很低的电流下发出与以往的 LED 元件同样的，甚至更大的输出功率，能进一步提高发光输出功率。

此外，按照本发明，还能提高耐静电压特性，能提供可靠性很高的氮化物半导体元件，扩大各种制品的应用范围。

此外，本发明不是只限于发光元件，也可以适用于受光元件、太阳电池等使用氮化物半导体的各种电子器件。

说 明 书 附 图

图 1

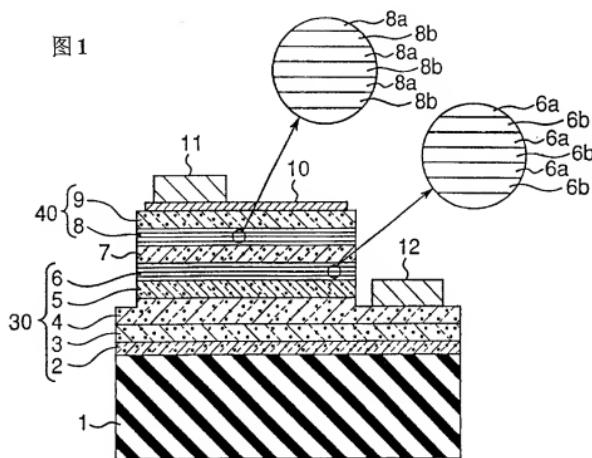
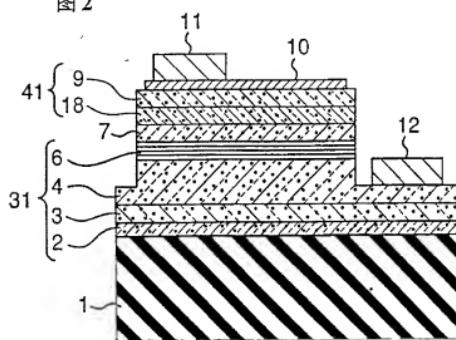


图 2



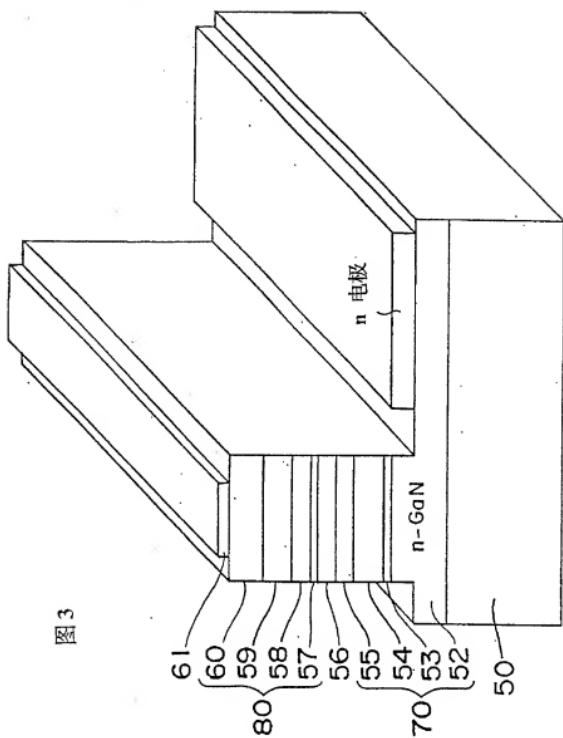


图3

图 4

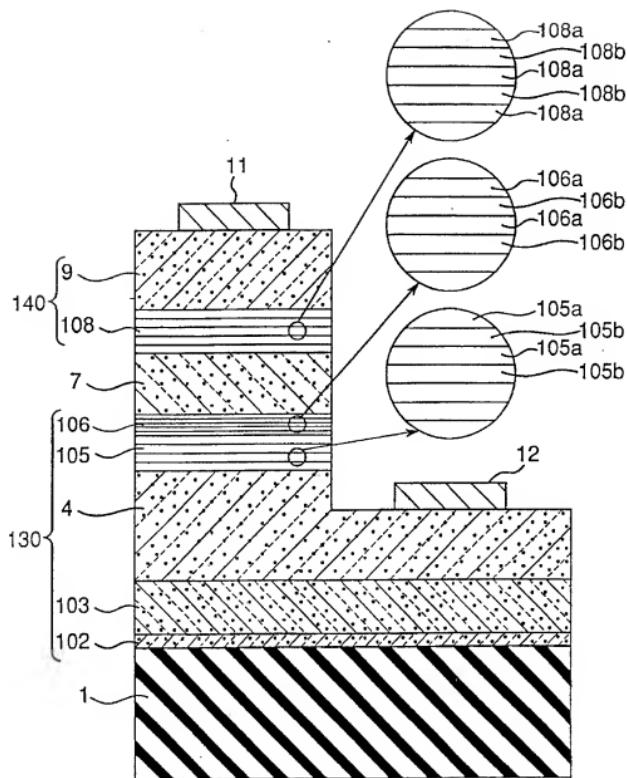


图 5

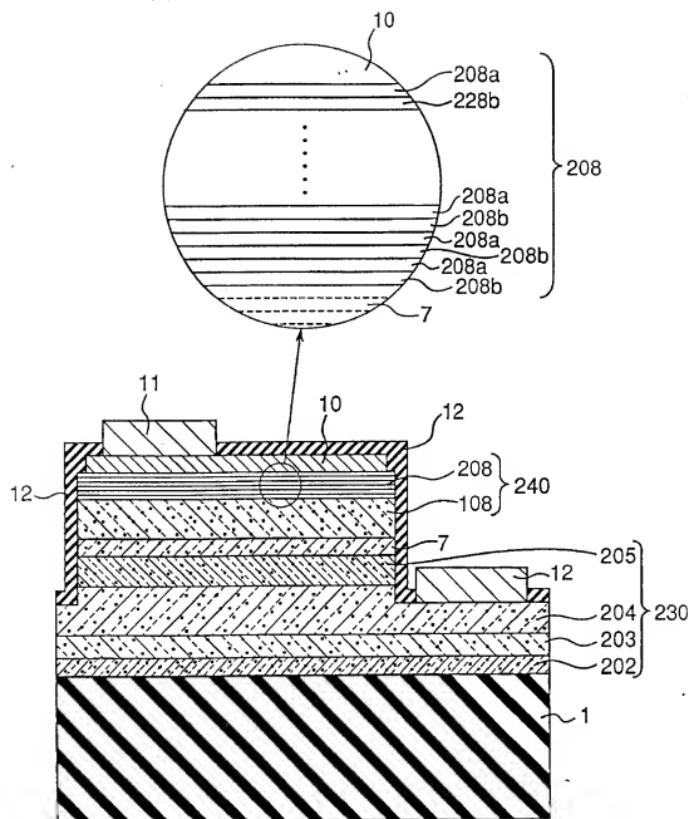


图 6A

图 6B

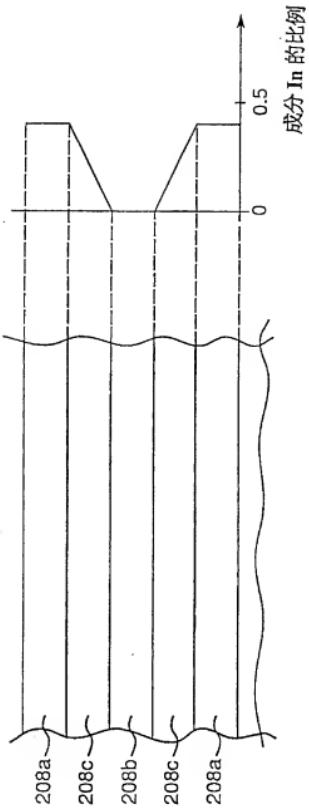


图 7

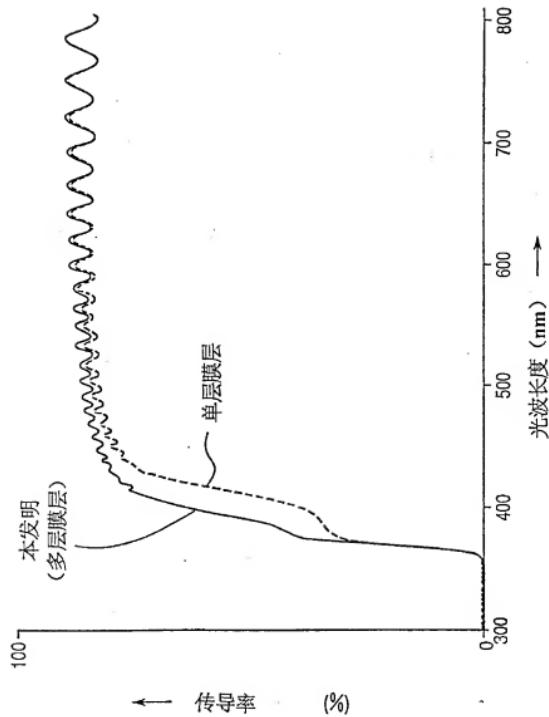


图 8

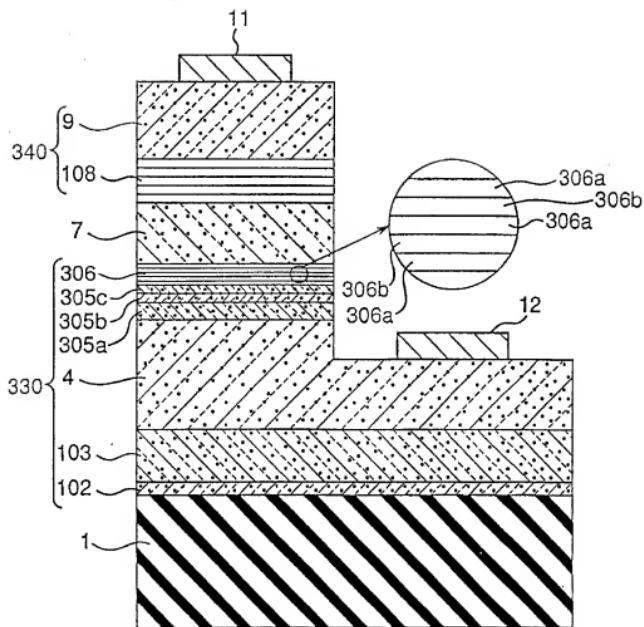


图 9A

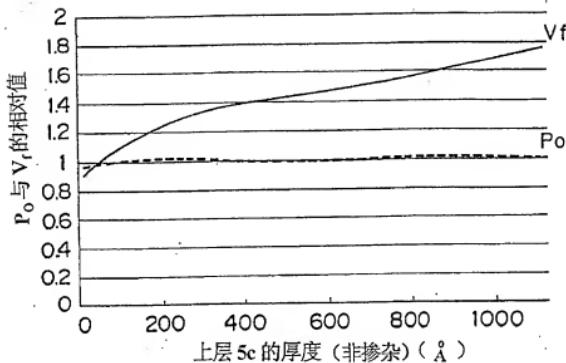


图 9B

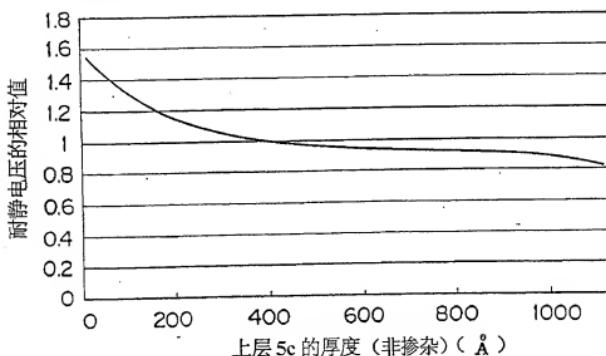


图 10A

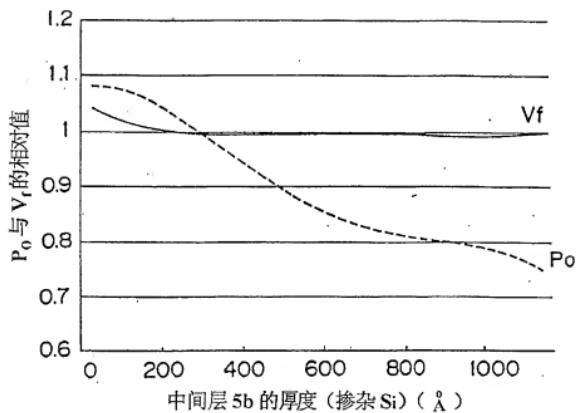


图 10B

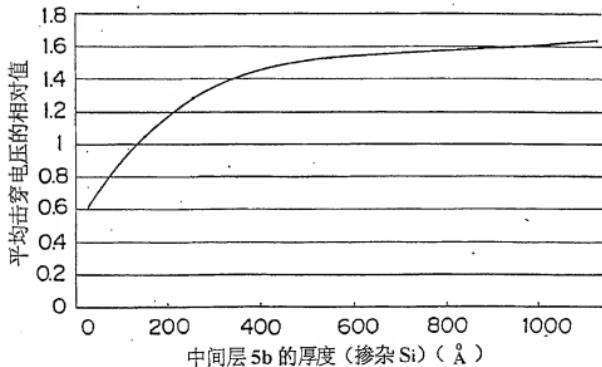


图 11A

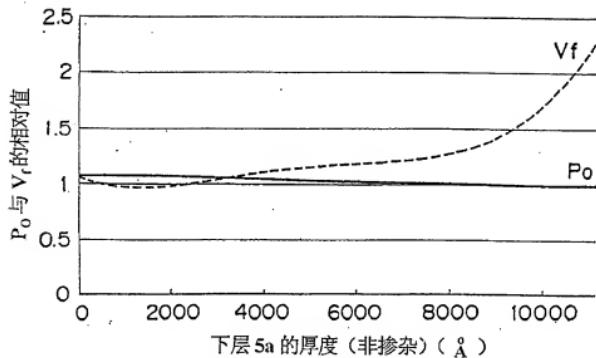


图 11B

